

Theorie über die Fortführung von Aufschmelzvorgängen als Grundvoraussetzung für eine robuste Prozessführung beim Laser-Sintern von Thermoplasten

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik der

Universität Duisburg-Essen
zur Erlangung des akademischen Grades

DOKTOR-INGENIEUR

genehmigte Dissertation

von

Andreas Wegner
aus
Marktheidenfeld

Referent: Prof. Dr.-Ing. habil. Gerd Witt
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer
Tag der mündlichen Prüfung: 11.02.2015

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in der Zeit von 2009 bis 2015 im Rahmen meiner Beschäftigung am Lehrstuhl für Fertigungstechnik an der Universität Duisburg-Essen.

Zahlreiche Leute haben zu dem Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Zu viele, um hier alle nennen zu können. Ich möchte mich dennoch bei allen herzlichst bedanken.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Gerd Witt, der mir durch eine Anstellung an seinem Lehrstuhl erst die Möglichkeit zur Verfassung dieser Dissertation gegeben hat. Er stand mir stets mit Rat zur Seite und bot mir großen Freiraum – auch eigene – Themen für Forschungsanträge zu entwickeln und diese anschließend umzusetzen. Seine kollegiale Art bildete hierbei die Grundlage für die sehr angenehme und fortdauernde Zusammenarbeit.

Des Weiteren möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer vom Lehrstuhl für Kunststofftechnik der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg für die Übernahme des Korreferates und die offene Diskussion meiner Dissertationsinhalte bedanken. Aufgrund meiner eigenen Verbundenheit sowohl zur Universität in Erlangen und zum Lehrstuhl für Kunststofftechnik und seinen Mitarbeitern im Besonderen als auch zum Thema „Kunststoffe“ habe ich mich über die Übernahme sehr gefreut.

Ich bedanke mich darüber hinaus bei den beiden Beisitzern meiner mündlichen Promotionsprüfung, den Herren Prof. Dr. Sebastian Kaiser und Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike sowie bei Herrn Prof. Dr. Andreas Wömpener für die Übernahme des Vorsitzes meiner Prüfungskommission.

Ferner gilt mein Dank allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Fertigungstechnik für die zahlreichen fachlichen Diskussion, das angenehme freundschaftliche Arbeitsklima und die gegenseitige Unterstützung bei Versuchen und Neuentwicklungen. Hierunter möchte ich die Herren Tobias Grimm, Janick Ambrosy und Dr. Jan Sehrt aufgrund ihrer zahlreichen hilfreichen Hinweise, ihrem Korrektorat meiner Dissertation bzw. der maßgeblichen Unterstützung bei der Steuerungsentwicklung und der Umsetzung des neuen Temperaturführungssystems besonders hervorheben. Auch meinen Kollegen von anderen Lehrstühlen an der Universität Duisburg-Essen, insbesondere aber dem Lehrstuhl für Werkstofftechnik, dem Lehrstuhl für Rechnerereinsatz in der Konstruktion und dem Lehrstuhl für Konstruktion und Kunststoffmaschinen sei für ihre Unterstützung bei der Durchführung von Messungen und Versuchen gedankt.

Besonderer Dank gilt auch meinen zahlreichen Studenten, den Herren Marc Schultheis, Lars Meyer, Safouan Zimmermann, Markus Schurek, Christian Held, Tobias Sperling, Christoph Olschewski, Patrick Küper, Nike Burandt und Robert Juretzka, die mich durch ihre Tätigkeiten als studentische Hilfskräfte oder durch ihre Beiträge zu der Erarbeitung der Ergebnisse für meine Dissertation unterstützt haben.

Bedanken möchte ich mich ferner bei meinen Kollegen vom Lehrstuhl für Kunststofftechnik in Erlangen, den Herren Dr. Dominik Rietzel, Dr. Florian Kühnlein, Maximilian Drexler, Ron Harder und Frau Kathrin Wudy. Insbesondere Herrn Dr. Dominik Rietzel von der BMW AG danke ich für seine fachlichen Hinweise und das Korrektorat meiner Dissertation.

Mein Dank gilt ferner der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) sowie der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. (AiF) für die Förderung der Forschungsprojekte „Grundlagen für ein Qualitätssicherungssystem angewandt auf Rapid Manufacturing Prozesse“ und „Ressourcenschonende Kleinserienproduktion durch Kunststoff-Laser-Sintern – Stabilisierung der Langzeiteigenschaften von lasergesin-

terten Bauteilen (LZE-LS)“. Erst durch diese finanzielle Unterstützung war die Durchführung der der Arbeit zugrundeliegenden Versuche möglich.

Ebenso möchte ich mich bei den zahlreichen Industriepartnern, die ich im Rahmen meiner Tätigkeit kennenlernen durfte, für die zahlreichen tiefgehenden fachlichen Diskussionen zum Thema Laser-Sintern und das Aufwerfen neuer Fragestellungen sowie für die Unterstützung meiner Arbeit bedanken.

Besonderer Dank gilt meinem Vater für seine bedingungslose Unterstützung bei der Gestaltung meines bisherigen Lebensweges und der Umsetzung meiner Wünsche und Ziele. Bedanken möchte ich mich auch bei meiner leider viel zu früh verstorbenen Mutter für ihre Liebe und Güte, die sie mir in der gemeinsamen Zeit geschenkt hat und die mir noch heute Motivation und Trost zugleich sind.

Ferner bedanke ich mich bei den Eltern meiner Freundin, Marlis und Peter Holzenleuchter, für die lebenswürdige Aufnahme im Rheinland, ihre Herzlichkeit und für den uneingeschränkten Rückhalt, der mir durch sie zu Teil wurde.

Der größte Dank unter allen gilt jedoch meiner Freundin Britta, die mir unermüdlich mit Rat und Tat zur Seite gestanden hat. Sie gab mir zu jeder Zeit die notwendige Motivation, Ruhe und Stabilität, die ich brauchte, um die vorliegende Arbeit zu verfassen. Insbesondere danke ich ihr auch für die zahllosen konstruktiven Gespräche, Diskussionen und Anregungen zu dem für sie vollkommen fachfremden Themengebiet.

Krefeld, im April 2015

Andreas Wegner

Kurzfassung

Additive Fertigungsverfahren – und hierunter insbesondere das Laser-Sintern von Kunststoffen – gewinnen eine immer größere Bedeutung als Fertigungsverfahren für kleine bis mittlere Serien. Neben der wirtschaftlichen Anwendung für Kleinserien bietet das Laser-Sintern eine weit über die Möglichkeiten konventioneller Verfahren hinausgehende Designfreiheit, welche neue innovative hochintegrierte Lösungen ermöglicht.

Trotz der vielfältigen Potentiale bestehen heutzutage jedoch noch zahlreiche ungelöste Problemstellungen, welche einem uneingeschränkten Einsatz des Laser-Sinterns als Produktionsverfahren entgegenstehen. Insbesondere kann bis heute keine ausreichende Reproduzierbarkeit der Bauteileigenschaften gewährleistet werden. Ursache dafür ist eine Vielzahl unzureichend verstandener Effekte, welche während des Herstellungsprozesses auftreten. Hierzu zählt insbesondere der für das Laser-Sintern maßgebliche Prozessschritt: Das Aufschmelzen des Pulvers durch den Laserenergieeintrag. Die bei der Laser-Pulver-Wechselwirkung entstehenden Temperatur-Zeit-Profile bestimmen maßgeblich die entstehenden Bauteile, sind aber nach heutigem Stand kaum erforscht.

Die vorliegende Arbeit greift diese Problemstellungen auf, um durch die Erlangung eines tiefgehenden Prozessverständnisses Lösungen bzw. neue Lösungsansätze für diese Themenfelder zu schaffen. Ausgehend von einem systematischen Ansatz werden grundlegende Zusammenhänge zwischen Prozesseinflussgrößen sowie Störgrößen einerseits und maßgeblichen Bauteileigenschaften andererseits ermittelt. Auf Basis der aufgestellten Zusammenhänge und Korrelationsmodelle werden eine Optimierung der Prozessführung sowie die Identifizierung robuster Parameterbereiche ermöglicht. In diesem Zusammenhang findet erstmals eine detaillierte Analyse von Einflüssen unterschiedlicher Störgrößen, insbesondere der Scanvektorstärke, der Bauteilorientierung, der inhomogenen Temperaturverteilung auf der Pulverbettsoberfläche, der Materialqualität sowie der Schichtzeit, auf die Bauteileigenschaften statt. Gleichzeitig werden erstmals grundlegend die Einflüsse auf die Form- und Maßhaltigkeit lasergesinterter Bauteile untersucht.

In einem zweiten Schritt wird die Laser-Pulver-Wechselwirkung mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Thermografie umfassend charakterisiert. So werden erstmals mit einem abgesicherten Versuchsaufbau die entscheidenden Temperaturverläufe beim Aufschmelzen des Pulvers in Abhängigkeit der Energieeinbringung gemessen. Auf dieser Basis werden grundlegende Korrelationen zwischen Prozessparametern und gemessenen Schmelztemperaturen sowie daraus abgeleitet Zusammenhänge zwischen Schmelztemperaturen und Bauteileigenschaften aufgestellt. Hierbei kann ein signifikanter Zusammenhang zwischen dem Temperaturverlauf und der Bauteilqualität nachgewiesen werden.

Diese grundlegenden Erkenntnisse werden zu einer neuen Prozesstheorie der „Theorie über die Fortführung von Aufschmelzvorgängen beim Laser-Sintern“ zusammengefasst. Erst deren Erfüllung bildet die Grundvoraussetzung zur Einstellung einer robusten und reproduzierbaren Prozessführung.

Des Weiteren zeigen die ermittelten Ergebnisse, dass Anlagenweiterentwicklungen dringend erforderlich sind, um die Reproduzierbarkeit auf ein für eine Serienfertigung geeignetes Maß zu steigern.

Abstract

Additive manufacturing techniques and especially the laser sintering of plastics win more and more importance as a series production technique for small and medium batch series. Compared to conventional production techniques, laser sintering offers the achievement of significantly greater flexibility in design and at the same time a good cost-effectiveness for small batches. Therefore, new innovative and highly integrated solutions become possible. Despite the manifold potentials, several unsolved problems still exist and prevent the unrestricted use of laser sintering as production technique until today. One problem is the lacking reproducibility of part properties which is caused by various insufficient understood effects. One of these is the decisive process step in laser sintering: the melting of the powder caused by the laser energy input. The temperature-time profiles emerging from the laser-powder interaction significantly determine the generation of the parts. However, these processes are hardly analysed yet.

The following thesis picks up on these problems in order to generate new solutions or solution approaches for these topics by establishing a profound understanding of the process. Fundamental correlations between process influencing factors, noise factors and relevant part properties are determined by using a systematic approach. Based on these established correlations and correlation models, an optimization of the processing conditions as well as an identification of robust parameter ranges becomes possible. For the first time the influences of different noise factors on the part properties are analysed in detail. In particular, the scan vector length, the part orientation, the inhomogeneous temperature distribution on the powder bed surface, the material quality and the layer time are considered. At the same time, the influences on dimensional and form accuracy of laser sintered parts are studied fundamentally for the first time.

In a second step, the laser-powder interaction is characterised in detail by using high-speed thermal imaging. Therefore, the decisive temperature profiles during the melting of the powder are initially measured depending on the energy input using a verified experimental setup. Fundamental correlations between process parameters and measured melt temperatures can be established based on these measurements. In addition to that, a significant correlation between the measured temperature profile and the part quality can be confirmed in this context.

Furthermore, the ascertained fundamental knowledge is summarized to a new process theory named "Theory on the Continuation of Melting Processes in Laser Sintering". The fulfilment of this theory is the basic requirement for establishing robust processing conditions.

Furthermore, the established results prove that further developments of the machine equipment are urgently necessary in order to improve reproducibility to a degree adequate for series production.

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG UND ZIELSETZUNG	1
2	GRUNDLAGEN	4
2.1	Das Laser-Sintern als Additives Fertigungsverfahren	5
2.2	Stand der Technik beim Laser-Sintern	7
2.2.1	Einflussgrößen	7
2.2.2	Materialien und Materialeigenschaften	9
2.2.3	Modelle zum Energieeintrag	15
2.2.4	Prozessmodelle	19
2.2.5	Bauteilstrukturmodelle	23
2.2.6	Korrelationen von Einflussgrößen und Bauteileigenschaften	27
2.2.7	Inline-Prozessüberwachung und -analyse	30
2.3	Zusammenfassung und Handlungsbedarf	34
3	WERKSTOFFE UND ANLAGENTECHNIK	36
3.1	Verwendete Materialien	36
3.2	Materialaufbereitung	36
3.3	Anlagentechnik	37
4	VERSUCHSEINRICHTUNGEN UND -DURCHFÜHRUNG	38
4.1	Bestimmung von Pulver- und Materialeigenschaften	38
4.1.1	Schmelz-Volumenfließrate (MVR)	38
4.1.2	Thermogravimetrie (TG)	38
4.1.3	Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)	39
4.1.4	Emissionsgradmessungen	40
4.2	Charakterisierung der Bauteileigenschaften und -struktur	41
4.2.1	Bestimmung der Bauteildichte	41
4.2.2	Zugversuche	41
4.2.3	Mikroskopische Untersuchungen an Bauteilen	42
4.2.4	Charakterisierung der Oberflächenrauheit	43
4.2.5	Bestimmung der Maßhaltigkeit und Formgenauigkeit	43
4.3	Thermografische Untersuchungen	44
4.4	Vorgehensweise und Versuchsmethodik	46
4.4.1	Methoden der statistischen Versuchsplanung	46
4.4.2	Versuchskonzeption und -beschreibung	50
5	ERGEBNISSE UND DISKUSSION	58
5.1	Prozesszusammenhänge und maßgebliche Einflüsse auf die Bauteileigenschaften	58
5.1.1	Charakterisierung der verwendeten Materialqualitäten	58

5.1.2	Allgemeine Zusammenhänge zum Energieeintrag	58
5.1.3	Positionsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften	75
5.1.4	Korrelationsmodelle zur Quantifizierung der Einflüsse	77
5.1.5	Ableitung allgemeingültiger Prozesseinflüsse beim Laser-Sintern	81
5.2	Schmelzetemperaturverläufe bei der Laser-Pulver-Interaktion	85
5.2.1	Zersetzungsverhalten von Polyamid 12	85
5.2.2	Prüfung der verwendeten Materialien auf Übertragbarkeit der Ergebnisse	87
5.2.3	Einfluss des Energieeintrages auf den Schmelzetemperaturverlauf	90
5.2.4	Einfluss der Vorheiztemperatur auf den Schmelzetemperaturverlauf	97
5.2.5	Korrelationsmodelle zur Vorhersage von Schmelzetemperaturen	98
5.2.6	Auswertung scanvektorkängenabhängiger Temperatureffekte	104
5.2.7	Korrelation von Schmelzetemperaturen und Bauteilkennwerten	107
5.2.8	Auswirkungen der Schmelzetemperaturen auf die Prozessführung beim Laser-Sintern und Aufstellen von Anforderungen an eine robuste Prozessführung	113
5.3	Gegenüber Störgrößen robuste Prozessführung	115
5.3.1	Einfluss von Störgrößen auf Bauteileigenschaften	116
5.3.2	Validierung der mechanischen Eigenschaften für die EOS Formiga P100	118
5.3.3	Identifizierung von Einflussgrößen auf die Maß- und Formhaltigkeit	124
5.3.4	Ermittlung robuster Prozessparameter über die Propagation of Error-Methode ..	128
5.3.5	Evaluierung von schichtzeitbedingten Prozesseinflüssen	129
5.3.6	Bewertung der Störgrößeneinflüsse auf die Prozessrobustheit	138
5.4	Optimale Bauteileigenschaften für High-Speed-Laser-Sinter-Anlagen	138
5.4.1	Validierung der mechanischen Eigenschaften für die DTM Sinterstation 2500HS	139
5.4.2	Analyse von scangeschwindigkeits- und materialabhängigen Einflüssen auf die Maß- und Formhaltigkeit	146
5.4.3	Bewertung der anlagenspezifischen Effekte	148
6	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	151
7	LITERATURVERZEICHNIS	155
8	FORMELZEICHEN UND ABKÜRZUNGEN	176
8.1	Formelzeichen	176
8.2	Abkürzungen	180
9	ANHANG	184
9.1	Integration Thermografiekamerasystem	184
9.1.1	Messung der Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche	184
9.1.2	Messung von Schmelzetemperaturverläufen	185
9.2	Advanced Temperature Guiding-Upgrade	186
9.3	Ergänzende Tabellen, Diagramme und Bilder	187

9.3.1	Mathematische Formelgleichungen zur Auswertung von statistischen Versuchsplänen	187
9.3.2	Ergänzende Bilder und Tabellen zur Darstellung und Diskussion der Ergebnisse	189

1 Einleitung und Zielsetzung

Weltweite Megatrends beeinflussen die Produktion von heute. Verschärfte Wettbewerbsbedingungen, globale Absatzmärkte, verkürzte Produktlebenszyklen, zunehmende Forderungen nach kundenindividuellen Produkten, Leichtbau sowie knapper werdende Ressourcen steigern zunehmend den Druck bei der Suche nach einem geeigneten innovativen, ressourceneffizienten und flexiblen Fertigungsverfahren [1-2]. Neue Technologien – insbesondere Additive Fertigungsverfahren – etablieren sich durch die stetige Verfahrensweiterentwicklung zunehmend als dieses gesuchte Fertigungsverfahren. Entsprechend ist für diese ein stetiges und deutliches Wachstum an Rapid Manufacturing (RM)-Anwendungen zu verzeichnen [3]. Für eine Serienfertigung von Kunststoffkomponenten eignet sich hier aufgrund seiner hohen technologischen Reife vorrangig das Laser-Sintern (LS) [4-5]. Dabei bilden die Additiven Verfahren kein reines Ersatzverfahren für konventionelle Technologien insbesondere für die Herstellung von Kleinserien, sondern schaffen zusätzlich durch die werkzeuglose, schichtweise Fertigung eine bislang unbekannte Designfreiheit [6]. Dennoch ist im Normalfall kein Anstieg von Fertigungskosten zu erwarten; im Gegenteil steigern eine höhere Bauteilkomplexität über die Grenzen konventioneller Verfahren hinaus sowie die Anwendung von Integralbauweisen oder die Integration von Funktionen regelmäßig die Wirtschaftlichkeit [7-11]. Als Beispiele für den erfolgreichen Einsatz des Laser-Sinterns als Serienfertigungsverfahren lassen sich derzeit auszugsweise anführen: Applikationen, wie die serienmäßige Herstellung von Flugzeugkomponenten bei Boeing [12-14] oder Northrop Grumman [15]; die Fertigung von Komponenten für die Raumfahrtindustrie [16]; die hunderttausendfache Produktion von Hörgeräteschalen [17-18]; die Fertigung komplexer Greifersysteme mit integrierten Faltenbalgkonstruktionen [19-21] sowie die Herstellung von Kleinserien in der Automatisierungstechnik [22] oder im Sondermaschinenbau [21]. Untersuchungen zur Wirtschaftlichkeit und Energieeffizienz des Laser-Sinterns gegenüber dem Spritzguss belegen die besondere Eignung des Verfahrens vor allem zur Herstellung kleiner Serien bis zu einer gewissen Grenzstückzahl, welche bei Kleinteilen im oberen vierstelligen oder niedrigen fünfstelligen Bereich und für größere Bauteile im Bereich mehrerer hundert Teile liegen kann [23-26].

Trotz der zunehmenden Etablierung als Kleinserienverfahren und der wirtschaftlichen Anwendung in bestimmten Bereichen wird ein branchenübergreifender industrieller Einsatz als Produktionstechnologie bislang nicht erreicht. Ursächlich sind verschiedene, zurzeit ungelöste – bzw. nur in ersten Forschungsansätzen betrachtete – Problematiken innerhalb der Prozesskette des Laser-Sinterns, die einen solchen Schritt verhindern.

Das marktdominierende Material beim Laser-Sintern ist derzeit Polyamid 12 (PA 12) mit einem Anteil bei den hergestellten Bauteilen von mehr als 90 % [27]. Alternative Materialien wie Polyamid 6, Polyamid 11, Polypropylen oder Polyetherketon sind zwar kommerziell verfügbar, stellen jedoch aufgrund ihrer problematischeren Verarbeitung eher Nischenprodukte dar. Die variantenarme Materialpalette schränkt jedoch gleichzeitig die Einsatzbereiche ein. In vielen potentiellen Anwendungen für das Laser-Sintern entsprechen die nutzbaren Materialien nicht vollständig den Werkstoffanforderungen [28-29]. Auch die Verarbeitung von PA 12 birgt verschiedene Problematiken; etwaige Auswirkungen beeinflussen vorrangig die Qualität der Bauteile sowie die Reproduzierbarkeit der Prozesse. Durch die hohen und über lange Zeiträume andauernden Prozesstemperaturen finden im Material Alterungsvorgänge statt [30-32]. Um den Materialverbrauch und die Materialkosten zu senken wird das Pulver aus dem Bauraum recycelt und nach Auffrischung mit Neupulver wiederholt dem Prozess zugeführt. Durch eine inkonstante Qualität sowohl des neuen als auch des recycelten Pulvers stellen sich jedoch unterschiedliche Mischungsqualitäten ein [33]. Diese führen bei der Verarbeitung zu schwankenden Bauteileigenschaften und können durch Auftreten

von Orangenhaut sogar zur Herstellung von Ausschussbauteilen führen [34-36]. Detaillierte Kenntnisse über die Grenzen der Materialqualität sind bislang nur ansatzweise verfügbar [34]. Aufgrunddessen wird bis heute oftmals mit hohen, kostenintensiven Auffrischraten zur Absicherung des Pulvers gearbeitet, anstatt den Aufbau eines geeigneten Qualitätssicherungssystems zu forcieren [37].

Ebenso stellt die derzeitige Anlagentechnik den Anwender vor verschiedene Problematiken. Diese können zu einer Einschränkung der Bauteileigenschaften, der Prozessstabilität oder der Reproduzierbarkeit führen [22, 38-41]. Dies betrifft sowohl die Qualität von Bauteilen innerhalb eines Bauprozesses bzw. aus mehreren Prozessen auf einer Anlage als auch aus Prozessen verschiedener Anlagensysteme. Vor allem die Temperaturabweichungen auf der Pulverbetttoberfläche von bis zu mehreren Kelvin bedingt eine Positionsabhängigkeit der Bauteileigenschaften [38, 42]. Gleichzeitig verfolgen die am Markt aktiven Anlagenhersteller unterschiedliche Prozessstrategien zur vorrangigen Erzielung einer maximalen Detailtreue oder guter mechanischer Eigenschaften [43]. Gerade hierdurch sowie aufgrund unzureichender Kenntnis über Prozesszusammenhänge ergeben sich große Abweichungen in Bezug auf die Bauteilqualität unterschiedlicher Anlagensysteme und Anbieter. Gleichzeitig wird in starkem Maße die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften beeinflusst, welche durch den schichtweisen Bauprozess beim Laser-Sintern entsteht [44]. Ein ausreichendes Verständnis zur Vermeidung derartiger Effekte fehlt bislang. Kenntnisse darüber, welche Parameter den Prozess inwieweit beeinflussen, verteilen sich auf zahlreiche Publikationen, ohne dass die Möglichkeit besteht, hieraus eine übergreifende Zusammenhangsmatrix abzuleiten [45-47]. Daher sind insbesondere die Einflüsse auf die Reproduzierbarkeit des Prozesses nur unzureichend erfasst, wodurch die Definition eines robusten Prozessfensters hinsichtlich der mannigfaltigen Bauteilqualität bislang nicht möglich ist.

Ferner fehlen Informationen über den Prozessablauf im engeren Sinne. Die Laser-Pulver-Interaktion als zentraler Prozessschritt ist bislang erst rudimentär erforscht. Der Vergleich der verschiedenen publizierten Studien zu den sich beim Aufschmelzen einstellenden Temperaturen zeigt, dass die ermittelten Messergebnisse zum Teil erheblich von einander abweichen [48-50]. Eine Simulation der Vorgänge scheitert infolge fehlender Vergleichsdaten zur Kalibrierung der Modelle [28, 51-52]. Mangels ausreichender Kenntnisse zur Erzielung eines stabilen, fehlerfreien Prozesses wird zur Absicherung und Gewährleistung der Bauteilqualität eine Überwachung der bis zu mehreren tausend Einzelschichten pro Bauteil gefordert [1]. Aktuell in Entwicklung befindliche Systeme zur optischen Überwachung sind jedoch noch nicht bzw. nicht ausreichend verfügbar [53-54]. Gleichzeitig können durch optische Systeme immer nur Teilbereiche eines thermischen Prozesses erfasst werden. Beim Laser-Sintern umfasst dieses lediglich die aufgeschmolzenen Konturen, den Schichtauftrag sowie hiermit verbundene Prozessfehler.

Die fehlende Normung des Prozesses bildet ein weiteres Hindernis auf dem Weg zur Etablierung des Laser-Sinterns als Serienfertigungsverfahren. In Deutschland sind mit der VDI 3404 und VDI 3405 Blatt 1 erste Standards aufgestellt worden, [4-5], welche im internationalen Bereich eine Weiterentwicklung zu ISO-Standards erfahren. Dennoch fehlt eine eindeutige Definition der zu erwartenden Bauteilqualität beim Laser-Sintern.

Ziel dieser Arbeit ist die Steigerung der Bauteilqualität und deren Reproduzierbarkeit. Zu diesem Zweck soll das mangelnde Prozesswissen durch die Ermittlung signifikanter Korrelationen erweitert werden. Hierzu erfolgt eine anlagenübergreifende Analyse der Einflussgrößen und Wechselwirkungen. Anschließend werden auf dieser Basis maßgebliche Korrelationen zwischen Prozessgrößen und Bauteileigenschaften sowie wirkende Haupteinflüsse abgeleitet. Gleichzeitig werden die maßgeblichen Ursachen für die ermittelten Zusammenhänge untersucht. Durch Messung der Schmelzetemperaturverläufe wird erstmals ein

grundlegendes Wissen über die Laser-Pulver-Wechselwirkung aufgebaut. Die ermittelten Temperaturdaten bilden hierbei in Kombination mit den anderen ermittelten Zusammenhängen die Grundlage zur Aufstellung essentieller, bislang unbekannter Anforderungen an eine robuste Prozessführung beim Laser-Sintern. Erreicht werden soll ein Prozess, welcher einerseits gegenüber vorbezeichneten Störgrößen robuster ist sowie andererseits im Gegensatz zu einem Prozessverlauf unter Standardbedingungen eine Optimierung der Bauteileigenschaften unter gleichzeitiger Erzielung einer höheren Reproduzierbarkeit garantiert. Hierbei wird gleichzeitig untersucht, inwiefern für Anlagensysteme mit unterschiedlichem Aufbau vergleichbare Bauteileigenschaften eingestellt werden können und damit eine anlagenübertragbare Verfahrensreproduzierbarkeit möglich ist.

Das erarbeitete grundlegende Prozessverständnis ermöglicht die weitere Etablierung des Laser-Sinterns als Kleinserienfertigungsverfahren. Gleichzeitig wird eine Basis für neuartige Prozessüberwachungssysteme sowie zur generellen Weiterentwicklung des Verfahrens und der zugehörigen Anlagentechnik geschaffen.

2 Grundlagen

Die Entwicklung von Methoden zur Herstellung von drei-dimensionalen Objekten reicht bis in das 19. Jahrhundert zurück. Bereits im Jahr 1892 beschrieb Blanther in [55] ein Verfahren zur Fertigung von drei-dimensionalen Landkarten durch Herstellung von Positiv- und Negativ-Formen aus Wachsplatten, die entlang der einzelnen Konturlinien geschnitten und anschließend zu einer Form geschichtet wurden. 1902 erfand Baese einen frühen Vorläufer der Stereolithografie zur Herstellung von Kunststoffobjekten aus lichtreaktiver Gelatine [56]. In den fünfziger Jahren des 20. Jahrhunderts entwickelte Munz ein der Stereolithografie ähnliches Verfahren unter Nutzung eines gebündelten Elektronenstrahls [57]. Erst die Erfindung des Lasers durch Maiman im Jahre 1961 [58] ermöglichte jedoch die Entstehung der heute bekannten laserbasierten Additiven Fertigung. Als erstes derartiges Verfahren entstand Anfang der 1980iger Jahre unabhängig voneinander in Japan [59], in den USA [60] und in Frankreich [61] die Stereolithografie. Lediglich der US-Amerikaner Hull entwickelte jedoch ein erstes kommerzielles Anlagensystem, welches ab 1988 von der Firma 3D-Systems vertrieben wurde [62]. Im Anschluss daran entstanden Ende der 1980iger Jahre sowie in den 1990iger Jahren die anderen heute bekannten Verfahren.

Die Unterschiede zwischen den Additiven Verfahren erschweren eine Klassifizierung erheblich. Eine eindeutige Einteilung in eine einzelne Hauptgruppe der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 ist nur bedingt möglich, da Teilschritte verschiedenen Hauptgruppen zuordenbar sind [63]. So wäre je nach Verfahren eine Einordnung sowohl in Hauptgruppe 1: „Urformen“, Hauptgruppe 4: „Fügen“, Hauptgruppe 5: „Beschichten“ als auch Hauptgruppe 6: „Stoffeigenschaft ändern“ denkbar. Eine direktere Zuordnung der Verfahren ist in der Klassifizierung nach Burns möglich, in welcher eine separate Gruppe „Additive Fertigungsverfahren“ in Abgrenzung zu subtraktiven oder formativen Verfahren existiert. Allerdings ist auch diese Einteilung im Falle des Layer Object Manufacturing mehrdeutig, da die einzelnen Schichten zwar gefügt, die Formbildung jedoch subtraktiv durch trennende Verfahren erfolgt. Daher entwickelte Gebhardt eine Einteilung der Verfahren auf Basis des Aggregatzustandes der Ausgangsmaterialien in Anlehnung an die DIN 8580. In weiteren Ebenen unterteilt er in die Erscheinungsform des Materials sowie in den Mechanismus der Schichtbildung. [62]

Die VDI 3404 schafft hier eine erste Abgrenzung gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren und definiert die generativen – bzw. in weiterführenden Richtlinien auch additiv genannten Fertigungsverfahren (AF) – als eigene Verfahrensgruppe [4-5].

Die Prozesskette zur Herstellung der Bauteile unterscheidet sich zwischen den einzelnen Verfahren bis auf den eigentlichen Fertigungsprozess kaum. Ausgangspunkt ist stets ein drei- oder zweidimensionales Datenmodell. 3D-Modelle können entweder direkt im CAD-System erzeugt oder durch Reverse-Engineering-Prozesse beispielsweise über 3D-Scanning generiert werden. Diese Daten werden anschließend zur Verarbeitung in AF-Anlagen zumeist in das neutrale Standard-Triangulation-Language-Format (STL), welches die Oberfläche durch einfache Dreiecke abbildet, umgewandelt und anschließend durch Slicen in Einzelschichten zerlegt. Im AF-System werden anschließend verfahrensspezifisch die Prozessvorbereitung und der schichtweise Bauprozess ausgeführt, welchem sich Reinigungs- und Nachbearbeitungsschritte unterschiedlichen Aufwands anschließen können. Die Bauteilgenerierung erfolgt hierbei im Normalfall 2½-dimensional, da die Konturierung zumeist innerhalb einer Ebene stattfindet. In der dritten Raumachse werden die Einzelschichten lediglich aneinander gefügt. [4, 9, 62, 64-67]

Die nach diesem Prinzip arbeitenden Technologien unterlagen in den letzten zwei Jahrzehnten einem rasanten Marktwachstum, wie die jährlichen Marktstudien von Wohlers belegen [3]. Der Branchenumsatz stieg im Jahr 2012 erstmals auf über zwei Milliarden US-Dollar

bei einem Anlagenabsatz von 7.700 industriellen Systemen. Die zunehmende Bedeutung der Additiven Fertigung als Produktionsverfahren veranschaulicht der Anteil der Endproduktherstellung am Gesamtmarkt. Dieser stieg seit 2003 von 3,9 % um mehr als das siebenfache auf 28,3 % im Jahr 2012. Die besondere Rolle einiger Verfahren zeigt sich auch durch die zunehmende Normungsaktivität. So entstanden in Form der VDI-Richtlinie 3405 für das Laser-Sintern von Kunststoffen [5] und das Strahlschmelzen von Metallen [68] weitere Richtlinien, um die Anwendung der Verfahren als Produktionsverfahren im Rapid-Manufacturing abzusichern. Auch die ASTM schuf mit den Normen F2921, F2924 und F2915 Standards, welche Begriffsdefinitionen, Koordinatensysteme und Testmethoden, die Herstellung von Titanbauteilen durch Strahlschmelzen sowie die Beschreibung des neuen Additive-Manufacturing-File-Formats (AMF) behandeln. Den laserbasierten Pulverbettverfahren, wie dem Laser-Sintern von Kunststoffbauteilen, wird hierbei die größte Bedeutung für die Serienproduktion belasteter Bauteile mit Hilfe additiver Fertigung beigemessen [4-5, 68].

2.1 Das Laser-Sintern als Additives Fertigungsverfahren

Die ersten Ansätze zur Entwicklung des Laser-Sinterns stammen von Ciraud aus dem Jahr 1972 und Housholder aus dem Jahr 1979 [69-70]. Die Entstehung und Umsetzung des heute bekannten und verbreiteten Laser-Sinterns von Kunststoffen basiert allerdings auf den Arbeiten von Deckard an der Universität von Texas in Austin. In seiner Masterarbeit und anschließend vertieft in seiner Doktorarbeit entwickelte Deckard die erste Laser-Sinter-Anlage zur schichtweisen Versinterung von schmelzbaren Kunststoffpulvern durch Laser-Strahlung und führte hierzu grundlegende Untersuchungen für schwarz eingefärbtes Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS)-Pulver unter Nutzung von Nd:YAG-Laserstrahlung durch [71-72]. 1989/90 entstand auf dieser Basis in Gestalt der Sinterstation 125 die erste Laser-Sinter-Anlage von DTM. 1992 wurde die Sinterstation 2000 als weltweit erstes LS-System kommerzialisiert. 1994 folgte die erste Anlage des deutschen Herstellers EOS. Die Anlagensysteme wurden seither mehrfach weiterentwickelt und durch weitere Varianten und Baugrößen, darunter auch spezielle Systeme zur Verarbeitung von Metallen, Formsanden oder Hochtemperaturthermoplasten, ergänzt. 2001 wurden die Geschäfte von DTM durch die Firma 3D-Systems übernommen, welche seither deren Optimierung betreibt [62, 64-65].

Der übliche Laser-Sinter-Prozess gliedert sich in drei Prozessphasen: Vorheizphase, Bauphase sowie Abkühlphase [73-74]. Für optimierte Prozessbedingungen wird das Pulvermaterial in der ersten Prozessphase bis nahe an den Schmelzpunkt bzw. bis zur Glasübergangstemperatur des Kunststoffmaterials vorgeheizt [62]. Hierzu dienen oberhalb des Baubehälters bzw. am Baubehälter installierte Heizsysteme, durch welche die Wärmezufuhr bzw. die Wärmeabfuhr während des Prozesses geregelt werden kann [66]. Gleichzeitig wird die Prozesskammer auf Prozesstemperatur erwärmt und durch Spülung mit Stickstoff inertisiert. Dieser Vorgang dient zur Vermeidung einer Pulverexplosion bzw. Materialoxidation sowie zur Reduzierung von Prozesseinflüssen durch inhomogene Vorheizbedingungen [65-66, 75]. Der Prozess erfolgt hierbei – im Gegensatz zum konventionellen Sintern – ohne Druckerhöhung bei Standardumgebungsdruck bzw. einem leichtem Überdruck [62].

Die anschließende Bauphase untergliedert sich wiederum in vier Einzelschritte, Bild 2-1:

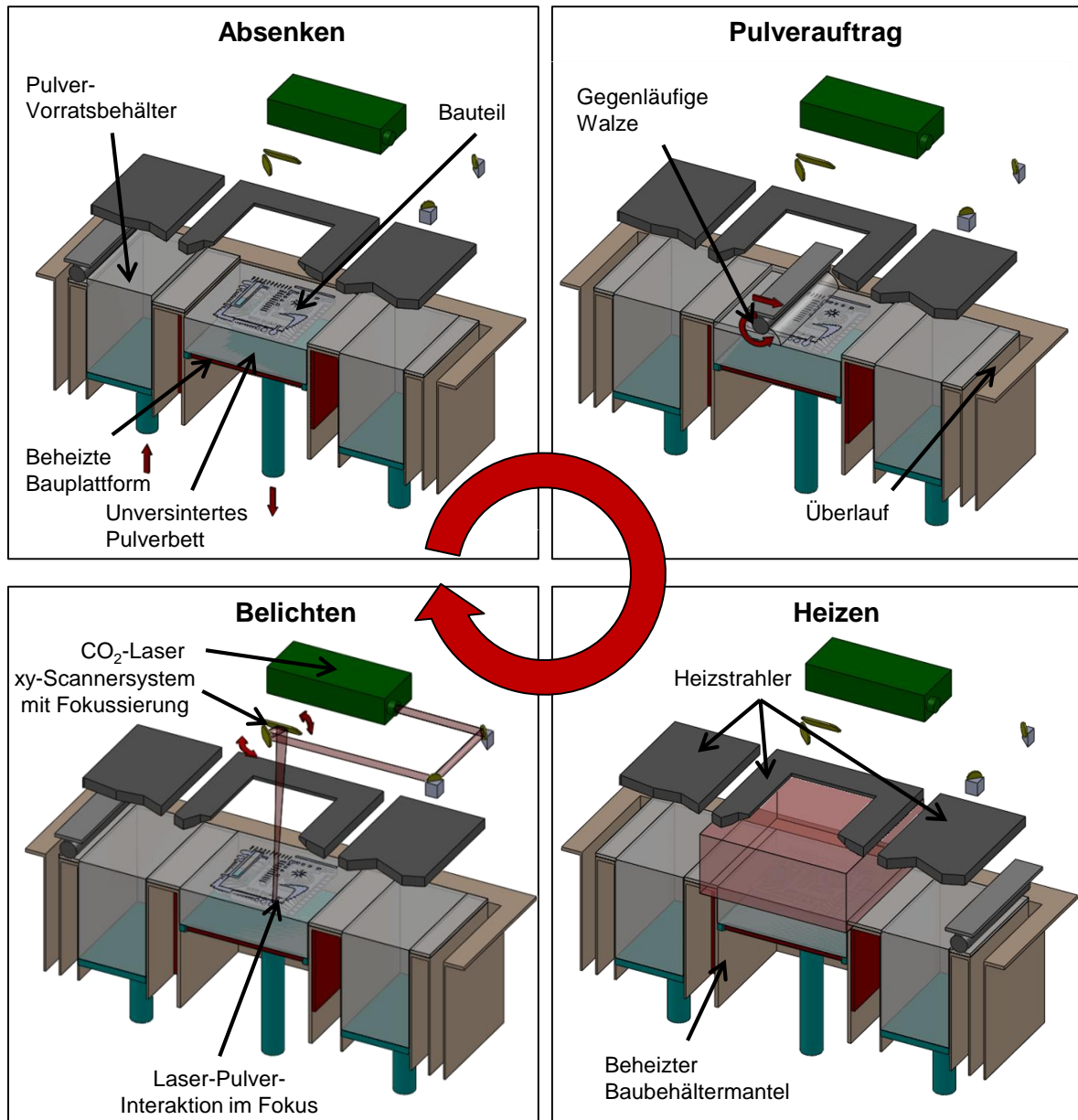


Bild 2-1: Zyklenhaft wiederholte Einzelschritte der Bauphase beim Laser-Sintern von Kunststoffen

Im ersten Schritt wird die Bauplattform durch einen Hubmechanismus um eine Schichtstärke, üblicherweise zwischen 60 und 180 µm, abgesenkt. Anschließend wird aus einem Vorratsbehälter Pulver gefördert und herstellerabhängig über ein Walzen- (3D-Systems) bzw. Beschichtersystem (EOS) zu einer ebenen Pulverschicht auf der Bauplattform verteilt. Der Vorratsbehälter befindet sich systemabhängig entweder unterhalb oder oberhalb der Bauebene. Entsprechend wird das Pulver durch Hub oder durch Schüttung vor dem Auftragssystem bereitgestellt. Nach dem Auftrag erfolgt die Vorheizung der Pulverschicht durch einen oberhalb angeordneten Infrarot (IR)-Heizstrahler auf Prozesstemperatur solange, bis sich ein stabiles Solltemperaturniveau mit einer möglichst homogenen Temperaturverteilung einstellt. Erst nach Erreichen dieser Temperatur werden die verschiedenen Bauteilkonturen in der aktuellen Schicht üblicherweise durch einen fokussierten CO₂-Laser, der über ein xy-Scannersystem abgelenkt wird, zeilenweise abgefahren. Hierbei wird der Kunststoff in Abhängigkeit des Energieeintrages und der Materialeigenschaften durch den resultierenden Temperaturanstieg versintert bzw. aufgeschmolzen und die Einzelschichten miteinander

verbunden. Diese Einzelschritte wiederholen sich solange, bis alle bauteilenthaltenden Schichten generiert wurden. Das vorgeheizte und durch den Beschichtungsmechanismus verdichtete aber unversinterte Pulverbett verfügt dabei über eine ausreichende Stützfunktion zur Fixierung der Bauteile, sodass auf weitere verfestigte Stützstrukturen wie in anderen Additiven Fertigungsverfahren verzichtet werden kann [20]. [20, 62, 64-66]

Nach Abschluss der Bauphase und Fertigstellung aller Bauteile erfolgt der Auftrag einiger Millimeter zusätzlicher, leerer Pulverschichten als Wärmeisolation. Erst hiernach werden die Heizelemente der Anlage abgeschaltet und die im Pulverkuchen eingeschlossenen Bauteile können langsam abkühlen. Nach dem Abkühlen wird das die Bauteile einschließende Pulverbett beim sogenannten Auspacken entfernt und die Bauteile durch Strahlen mit Glasperlen vom restlichen anhaftenden Pulver gereinigt. Das während des Auspackens recycelte Pulver kann nach einer Aufbereitung in den Prozess zurückgeführt werden [20]. Zur Oberflächenveredelung sind weitere Nachbearbeitungsschritte möglich. [20, 62, 64, 66]

Die Vorteile des Laser-Sinterns gegenüber alternativen Additiven Fertigungsverfahren liegen insbesondere in den guten mechanischen Eigenschaften der Bauteile bei der Verarbeitung von teilkristallinen Kunststoffen. Daraus resultiert die spezielle Eignung zur Herstellung von Funktionsbauteilen und Endprodukten. Gleichzeitig bietet das Verfahren eine erhöhte Designfreiheit bei höchster Bauteilkomplexität, feinen Strukturen und integrierten Funktionen sowie die Möglichkeit großvolumige Bauteile herzustellen. Gegenüber anderen additiven Verfahren werden hierbei aus konventionellen Kunststoffverarbeitungsverfahren bekannte Materialien prozessiert. Durch den Verzicht auf Stützkonstruktionen reduziert sich gleichzeitig der Nachbearbeitungsaufwand, sodass unmittelbar nach dem Abkühlen ein einsatzfähiges Bauteil vorliegt. Gleichzeitig wird hierdurch eine dichte Anordnung von Bauteilen im Bauraum ermöglicht. [20, 62, 64-65]

Allerdings bedingt die notwendige Vorheizung der Systeme und die Nutzung von Lasern zum Aufschmelzen einen hohen Energieverbrauch, welcher neben der kostenintensiven Anschaffung einer geeigneten Anlage und dem erheblichen Materialverbrauch die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens negativ beeinflusst. Zusätzlich weisen lasergesinterte Bauteile im Gegensatz zu solchen mit anderen additiven bzw. konventionellen Fertigungsverfahren hergestellten Bauteilen eine hohe Oberflächenrauheit auf. Diese resultiert einerseits aus den dicken Schichtstärken und dem damit verbundenen Treppenstufeneffekt sowie andererseits aus der Verwendung vergleichsweise groben Kunststoffpulvers. [20, 64-65]

2.2 Stand der Technik beim Laser-Sintern

2.2.1 Einflussgrößen

Der in Kapitel 2.1 beschriebene Laser-Sinter-Prozess wird von einer Vielzahl von Einflussgrößen bestimmt, die einzeln oder in Wechselwirkung das Prozessergebnis in Form der Bauteilqualität und Wirtschaftlichkeit beeinflussen. In verschiedenen Arbeiten zum Laser-Sintern bzw. zum angrenzenden Strahlschmelzen werden zahlreiche Einflussgrößen auf den Prozess genannt [5, 47, 73-81]. Darüber hinaus sind weitere Einflussgrößen bekannt. Anhand eines Ishikawa-Diagrammes lassen sich diese anschaulich klassifizieren und strukturieren [82-84], Bild 2-2. Insgesamt konnten 276 Einflüsse mit Auswirkung auf die Bauteilqualität und die Verfahrenswirtschaftlichkeit identifiziert werden. Entsprechend üblicher Vorgehensweise können die Einflüsse nach der 6M-Methode in sechs Gruppen gegliedert werden. Die 6M stehen hierbei für Methode, Maschine, Mitwelt, Material, Mensch und Messung [82-84].



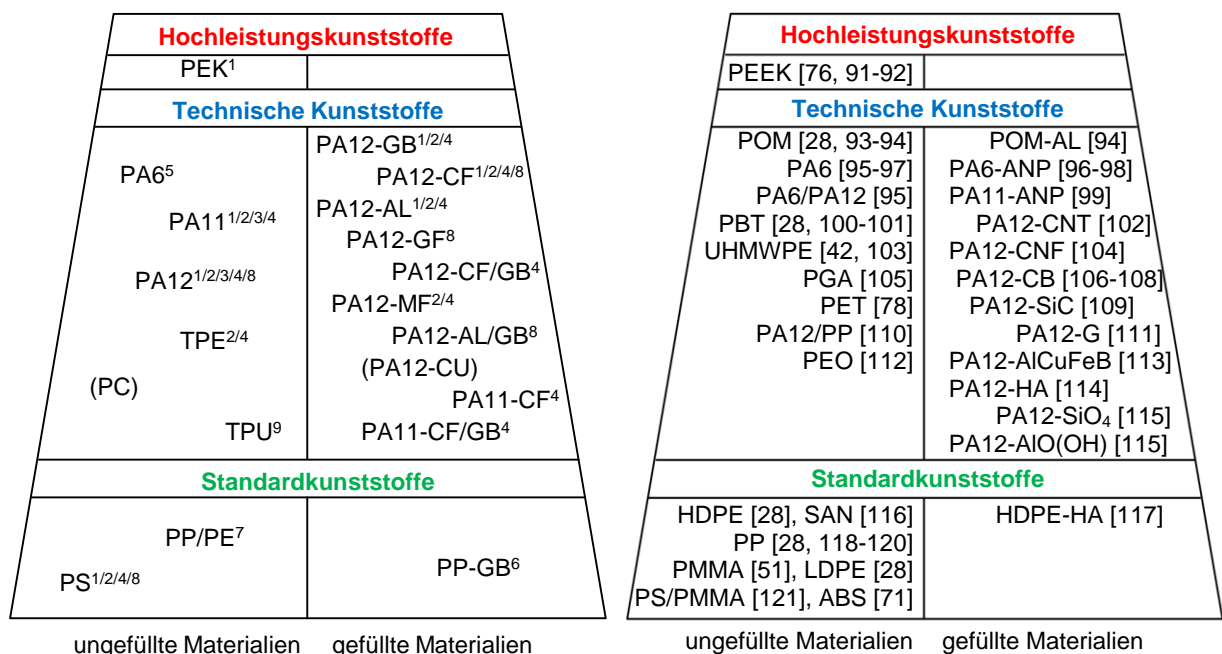
Bild 2-2: Ishikawa-Diagramm der Einflussgrößen beim Laser-Sintern von Kunststoffen

Einige der Einflussgrößen der Gruppen „Methode“ sowie „Material“ können zur Steuerung der Bauteilqualität gezielt variiert werden. Andere beeinflussen das Ergebnis dagegen indirekt und können nicht oder nur mit großem Aufwand verändert werden. Als Beispiele dienen solche Einflüsse, die ihren Ursprung in dem Aufbau der jeweiligen Maschine oder den Messsystemen haben. Weiterhin können sich Faktoren wie menschliches Versagen, bestimmte Materialgrößen oder der Zustand der jeweiligen Anlage qualitätsmindernd oder als nur schwer quantifizierbare Störgröße auf den Prozess auswirken. Diese Effekte sind

zumeist zufällig, unbekannt und zudem schwer kontrollierbar bzw. nur mit erhöhtem Aufwand einstellbar. Die Auswirkungen der maßgeblichen Einflussgrößen auf die Prozessführung und die -ergebnisse werden in den folgenden Kapiteln im Detail erläutert, um auf dieser Basis fehlendes Wissen über die Zusammenhänge beim Laser-Sintern zu ergänzen.

2.2.2 Materialien und Materialeigenschaften

Für das Laser-Sintern eignen sich generell alle Materialien, die sich thermoplastisch verhalten [62]. Ausgangspunkt der Materialentwicklung waren amorph erstarrende Thermoplaste wie Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS), Polycarbonat (PC) oder Polystyrol (PS) [50, 71, 75]. Diese lassen sich prinzipiell verarbeiten und können zur Herstellung von Anschauungsmodellen oder als Urmodell für abformende Verfahren eingesetzt werden. Dichte Bauteile und gute mechanische Eigenschaften werden jedoch nicht bzw. nur durch Überschreiten der Zersetzungsgrenze erzielt, was durch zahlreiche Untersuchungen belegt wird [50, 77, 85-87]. Daher sind die meisten kommerziellen amorphen Laser-Sinter-Materialien wieder vom Markt verschwunden. Lediglich PS ist als Material zur Herstellung von Modellen für den Feinguss in den Sortimenten von EOS und 3D-Systems verblieben. Ersetzt wurden die Materialien durch teilkristalline Thermoplaste, insbesondere Polyamid 11 und 12 (PA 11 und PA 12). Deren Einsatz führte erstmals zu Bauteilen mit guten mechanischen Eigenschaften und hoher Dichte. [77-78, 88-89]. Mittlerweile bestimmt, aufgrund seiner besonderen Eignung für den Laser-Sinter-Prozess, Polyamid 12 mit einem Anteil zwischen 90 % und 95 % den Markt [27, 90], was die Zusammenfassung der kommerziellen Materialien in Bild 2-3a belegt. So wird PA 12 von den meisten Anbietern sowohl als ungefülltes als auch als mit Glas, Kohlefaser oder Aluminium gefülltes Material vertrieben. Neben PA 12 weist PA 11 die größte Verfügbarkeit auf. Darüber hinaus wurden verschiedene weitere ungefüllte Standardthermoplaste sowie Sondermaterialien für den Laser-Sinter-Prozess kommerzialisiert, ohne jedoch bislang einen großen Marktanteil zu erzielen.



a) Kommerzielle Produkte (¹EOS, ²3D-Systems, ³Arkema, ⁴ALM, ⁵Solvay, ⁶Microfol, ⁷Trial, ⁸Windform, ⁹Lehmann & Voss/Bayer) (GB=Glas, GF=Glasfasern, CF=Kohlenstofffasern, MF=Mineralfasern, CU=Kupfer)

b) Wissenschaftliche Studien (AL=Aluminiumkugeln, CB=Carbon Black, CNT= Carbon Nanotubes, CNF= Carbon Nanofiber, ANP= Aluminiumoxid Nanopartikel, SiC= Silizium-Carbid, G=Graphit, HA=Hydroxylapatit)

Bild 2-3: Kommerzielle und experimentelle Laser-Sinter-Materialien

Ursachen für diese Marktentwicklung liegen in den speziellen Anforderungen, die an ein Laser-Sinter-Material gestellt werden und welche bisher nur PA 12 besonders gut erfüllt [28, 122]. Alscher und Schmachtenberg fassen diese auf Basis von Untersuchungen an Spritzgussgranulaten wie folgt zusammen [122-123]:

1. Schmalere Schmelzbereich über einen geringen Temperaturbereich hinweg für ein vollständiges Aufschmelzen beim Erreichen der Schmelztemperatur T_M
2. Hohe Schmelzenthalpie ΔH_m zur Erzielung einer hohen Kantenschärfe durch klare Trennung von Schmelze und Pulver
3. Großes Temperaturfenster zwischen Schmelzpeak und Kristallisationspeak bzw. zwischen den Onsetpunkten des Aufschmelzens T_{eim} und des Kristallisierens T_{eic}
4. Niedrige Kristallisationsgeschwindigkeiten oder amorphe Erstarrung
5. Mindestwert für die Oberflächenspannung σ_s zum Verschmelzen von Partikeln erforderlich
6. Möglichst große Differenz zwischen Oberflächenenergie γ des Pulvers und Oberflächenspannung σ_s der Schmelze zur Erreichung einer hohen Kantenschärfe
7. Schmelzeviskosität η bestimmt die Geschwindigkeit des Verschmelzens
8. Schmale Partikelgrößenverteilung für homogene Energieabsorption

Aus diesen Anforderungen kann die schlechte Eignung der amorphen Thermoplaste abgeleitet werden. Diese weisen einen Erweichungsbereich oberhalb der Glasübergangstemperatur auf. Beim Vorheizen ist somit eine Überschreitung dieser Temperatur nicht möglich, ohne gleichzeitig das gesamte Pulverbett zu versintern. Dementsprechend erstarrt das Material unmittelbar nach der Belichtung wieder, sodass anders als bei teilkristallinen Materialien mangels isothermer Prozessführung keine vollständige Verdichtung erreicht werden kann [85, 87, 124].

Basierend auf dem dargelegten Anforderungsprofil erfolgten zahlreiche Untersuchungen zur Qualifizierung neuer Materialien für den Laser-Sinter-Prozess. Bild 2-3b gibt einen Überblick über die in verschiedenen Untersuchungen betrachteten Materialien. Zur Herstellung geeigneter Pulvermaterialien werden hierbei unterschiedliche Verfahren eingesetzt. Kommerzielle PA 12-Pulversysteme werden zumeist durch einen Fällungsprozess aus der Lösung erzeugt und weisen daher annähernd abgerundete Partikelformen auf [125-126]. Dieses Verfahren wird auch vereinzelt zur Generierung von Versuchspulvern eingesetzt [127]. Alternative Pulverherstellungsverfahren sind das kryogene Vermahlen bzw. Nassvermahlen von Kunststoffen ohne [28, 76, 85, 94, 116, 128] oder mit nachträglichem Verrunden [115, 129-130], die Verstreckung von extrudierten Polymerschmelzen bis zum Schmelzebruch durch Rayleigh Turbulenzen [131-132], die Verdüsung mit überkritischem CO_2 [100, 133] oder das Schneidkonvertieren von gesponnenen Chemiefasern [132, 134].

Ziel vieler wissenschaftlicher Arbeiten war vom Spritzguss bekannte Standardkunststoffe, wie PE [28], PP [28, 118-120, 135], oder technische Kunststoffe, wie UHMWPE [42, 103], POM [28, 93-94], PBT [28, 100-101] oder PA 6 [95-97], für den Laser-Sinter-Prozess zu qualifizieren. Im Gegensatz zu den unterschiedlichen ungefüllten Materialien konzentrieren sich die Studien im Bereich der gefüllten Materialien zumeist auf die Modifikation von PA 12 zur Erzielung besserer Bauteileigenschaften [102, 104, 111, 113] oder der Einstellung bestimmter Eigenschaften wie die Erzielung einer elektrischen Leitfähigkeit [106-108]. Eine Kommerzialisierung steht jedoch bei den meisten der Materialien noch aus, da hierzu ein tiefgehendes Prozessverständnis für die Verarbeitung der Materialien fehlt. Maßgeblich für die Verarbeitung im Laser-Sinter-Prozess sind insbesondere die thermischen und rheologischen Eigenschaften des Materials sowie die pulver-rheologischen Eigenschaften. Der Einfluss der einzelnen Eigenschaften auf den Prozess wird im Folgenden anhand des bekannten Standes der Technik unter Berücksichtigung der Materialanforderungen diskutiert.

Schmelz- und Kristallisationsverhalten:

Zur Beurteilung der grundsätzlichen Eignung von Materialien für den Laser-Sinter-Prozess entsprechend den Anforderungen 1-4 wird zumeist das Schmelz- bzw. Kristallisationsverhalten, welches mit Hilfe von Differential Scanning Calorimetry (DSC) ermittelt wird, herangezogen. Erste theoretische Untersuchungen zur Bewertung unterschiedlicher thermoplastischer Materialien bezüglich ihres Schmelz- und Kristallisationsverhalten sowie ihrer Kristallisationsgeschwindigkeit wurden von Alscher in [122] an verschiedenen Spritzgussgranulaten durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass die ermittelten Kennwerte sehr stark von den Prüfbedingungen, wie Heiz- und Kühlrate, abhängen. Basierend auf diesen Ergebnissen führte Rietzel in [28-29, 128] DSC-Untersuchungen mit POM, HD-PE, PP sowie PA 12 durch, bei welchen die Prüfparameter realen Verhältnissen im Laser-Sinter-Prozess mit höheren Heizraten und niedrigen Kühlraten bis 1 K/min angepasst wurden. Hierbei verschiebt sich der Kristallisationsbeginn durch die niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten beim Laser-Sintern hin zu höheren Temperaturen, wodurch sich das Prozessfenster insgesamt verkleinert und die Verarbeitung erschwert wird. Aufgrund der Inhomogenität der Temperaturverteilung im Baufeld wird hierdurch insbesondere die Verarbeitbarkeit von Materialien mit kleinen theoretischen Prozessfenstern, wie sie etwa POM oder HD-PE aufweisen, negativ beeinflusst. Zudem wurde die Neigung der Werkstoffe zur isothermen Kristallisation bei verschiedenen Haltetemperaturen mit Hilfe von isothermen DSC-Messungen untersucht [28]. Die Ergebnisse zeigen eine besondere Kristallisationsneigung für POM, während die niedrigste Neigung für PP ermittelt wurde. Insgesamt betrachtet, wird der Prozess maßgeblich durch die isotherme Kristallisation beeinflusst.

In zahlreichen Studien wurden DSC-Messungen für Polyamid 12 durchgeführt. Typische Schmelztemperaturen (T_M) bzw. Kristallisationstemperaturen (T_C) für ungealtertes Material liegen zwischen $T_M = 181,8\text{ °C}$ und $190,7\text{ °C}$ bzw. zwischen $T_C = 142,6\text{ °C}$ und $151,5\text{ °C}$ [28, 31-32, 136-140], mit einer Häufung jeweils bei ca. $T_M=185\text{ °C}$ bzw. $T_C=146\text{ °C}$. Die Abweichungen der Messwerte sind jeweils durch divergierende Heiz- und Kühlraten oder unterschiedliches Messequipment bedingt. DSC-Untersuchungen von Drummer in [141] mit höheren Heizraten bis 1000 K/min mit Rapid Heat-Cool-DSC zeigen, dass die Schmelztemperatur von PA 12 deutlich um bis zu 13 K bei einer Erhöhung der Heizrate um den Faktor 10 abnimmt. Er führt dies auf die Vermeidung von Um- bzw. Nachkristallisationsprozessen während dem Aufschmelzen bei derart hohen Heizraten zurück. Somit steht in diesem Fall mehr Energie zum Aufschmelzen der Schicht zur Verfügung. In weiterführenden Untersuchungen von Drummer in [142] wurde zusätzlich der Einfluss der Heizrate auf den Laser-Sinter-Prozess analysiert, wobei auf Basis des Energieeintrages berechnete Heizraten (7 bis $30 \times 10^7\text{ K/min}$ bzw. 1,2 bis $5 \times 10^7\text{ K/s}$) zu Grunde gelegt wurden. Hierbei zeigt sich, dass insbesondere die Dicke einer einzelnen Laserspür und damit die Sintertiefe mit steigender Heizrate bzw. Scangeschwindigkeit abnimmt, was auf eine Verschlechterung der Schichtanbindung hindeutet. Des Weiteren wurde bei gleichem Energieeintrag nur für ausreichend hohe Heizraten eine geringe Restporosität in den untersuchten Einzelschichten beobachtet, sodass die Heizrate insgesamt betrachtet einen großen Einfluss auf die Aufschmelzprozesse beim Laser-Sintern ausübt. Die Nachbildung der realen Aufschmelzvorgänge beim Laser-Sintern ist jedoch nach dem Stand der Technik mangels geeigneter Messsysteme sowie exakter Temperaturverläufe noch nicht möglich.

Bedingt durch die Lagerung bei hohen Temperaturen während des Prozesses entsteht zudem eine Materialveränderung, die sich mit zunehmender Lagerungsdauer verstärkt auf die Materialqualität auswirkt. In zahlreichen Studien wurden mit zunehmender Alterungsdauer eine Erhöhung der Schmelztemperatur T_M beobachtet [30-32, 46, 140, 143-144], wobei sich der Effekt bei höheren Lagerungstemperaturen noch verstärkt [144]. Erklärt wird der Temperaturanstieg durch einen Anstieg des Kristallisationsgrades K im Materials aufgrund

von Nachkristallisation [30, 46] sowie durch thermisch bedingte Nachpolymerisation [30-31], welche sich bei langen Lagerungsdauern mit einem Kettenabbau überlagert [30]. Dagegen zeigen die unterschiedlichen Untersuchungen für das Kristallisationsverhalten gegenläufige Effekte. So wurde in [30] keine signifikante Veränderung bzw. sogar eine Zunahme der Kristallisationstemperatur T_C [31-32] mit zunehmender Alterung beobachtet, während Pham in [144] abnehmende Werte gemessen hat. Insgesamt betrachtet, vergrößert sich das Verarbeitungsfenster jedoch in allen Studien für gealtertes Material, da stets die Erhöhung der Schmelztemperatur T_M gegenüber der Veränderung der Kristallisationstemperatur T_C überwiegt. Für alternative Materialien wurden bislang ausschließlich Studien für Polypropylen durchgeführt, bei welchen eine sehr starke Erhöhung der Schmelztemperatur T_M durch Lagerung bei höheren Prozesstemperaturen [120] sowie eine Reduzierung der Breite des Schmelzbereiches aufgrund von Tempereffekten [28, 145] beobachtet werden kann. Folglich verbreitert sich das isotherme Prozessfenster und PP kann bei höheren Vorheiztemperaturen verarbeitet werden. Dadurch steigt die Prozesssicherheit.

Materialviskosität:

Neben dem Aufschmelz- und Erstarrungsverhalten wird der Laser-Sinter-Prozess maßgeblich durch die Viskosität η der Schmelze aufgrund ihres Einflusses auf die Fähigkeit zur Schmelzefilmausbildung bestimmt (Anforderung 7). Entsprechendes verdeutlichen z. B. Untersuchungen mit amorphen Polystyrol unterschiedlicher Viskosität [146]. Eine niedrigere Viskosität η bedingt hier eine bessere Versinterung und eine höhere Bauteildichte.

Zahlreiche Analysen betrachten daher Zusammenhänge zwischen Materialqualität und Schmelzeviskosität bei PA 12. Der Fokus liegt dabei jedoch vor allem in der Analyse und Evaluierung von Materialalterungseffekten sowie in der Identifizierung geeigneter Messmethoden. Untersuchungen von Seul unter Nutzung von Rotationsviskosimetrie verdeutlichen diese Problematik in Form von starken Veränderungen der Schmelzeviskosität η während der Messung [32]. So zeigen sich besonders für Neumaterial schon in den ersten Minuten der Messung sehr starke Veränderungen sowie große Viskositätsunterschiede zwischen Neu- und Altmaterial, welche auch in [147] durch Haworth beobachtet wurden. Als geeignetes Messverfahren hat sich mittlerweile die Schmelzindex-Messung etabliert, welche auch in der VDI 3405 Blatt 1 als geeignetes Messverfahren zur Charakterisierung der Materialqualität von PA 12-Pulvern unter Einhaltung strenger Messbedingungen empfohlen wird [5]. In zahlreichen Untersuchungen wurde die Eignung des Verfahrens durch nachgestellte Ofenlagerungsversuche [30-31, 34, 37, 144] oder Alterungsversuche im Prozess [34-35, 37, 140, 143, 148] nachgewiesen. Die Ergebnisse der einzelnen Versuche zeigen eine starke Zunahme der Viskosität η mit zunehmender Alterungsdauer, wobei der Effekt bei steigender Lagerungstemperatur verstärkt wird [37, 144]. Die Materialveränderung ist hierbei bei kurzen Alterungsdauern besonders ausgeprägt und nimmt mit zunehmender Dauer stetig ab, um sich schließlich einem konstanten Viskositätsniveau anzunähern [30, 35, 37, 140, 143-144]. Gleichzeitig zeigt Pulver aus dem Zentrum eines Bauraumes eine stärkere Viskositätszunahme als Pulver aus dem Randbereich [37, 39].

Die starken Viskositätsveränderungen werden auf eine Nachpolymerisation oder Vernetzung des Werkstoffes zurückgeführt. Diese These wurde durch Gelpermeationschromatographie oder indirekte Methoden zur Charakterisierung des Molekulargewichtes wie Lösungsviskositätsmessungen von Material unterschiedlicher Alterungszustände in Form einer Zunahme des Molekulargewichtes nachgewiesen [30-32, 36, 147, 149]. Allerdings finden gleichzeitig aufgrund des Restsauerstoffes im Bauraum oder im Material zusätzlich Kettenabbaureaktionen durch Autooxidation statt, die besonders im Falle langer Alterungsdauern verstärkt auftreten. Alterungsexperimente von Kühnlein [30] mit verschiedenen Gasatmosphären belegen dies. Der Anstieg des Molekulargewichtes im Material bewirkt bei Wiederverwendung

im Prozess eine Verschlechterung der sich einstellenden Bauteilqualität, während ein solcher Anstieg innerhalb des Bauteiles zu einer Verbesserung der Eigenschaften und besonders der Duktilität führt [149-150]. Deutliche Anzeichen für eine unzureichende Materialqualität und starke Alterungseffekte sind insbesondere die Verschlechterung der Oberflächenqualität in Verbindung mit dem Auftreten des sogenannten „Orangenhaut“-Effektes [34-35, 37, 144] sowie die Verschlechterung der mechanischen Bauteileigenschaften [34-35, 47, 140, 143].

Ziel verschiedener Untersuchungen war daher die Ermittlung von Grenzwerten für die Materialqualität bzw. einer Bewertungssystematik, anhand derer der Zeitpunkt bestimmt werden sollte, ab welchem einer der beiden beschriebenen Effekte auftritt [34-35, 37, 144, 151]. Auftreten und Überwiegen der einzelnen Effekte ist hierbei anlagen- und parameterabhängig [34-35]. Zur Vermeidung wird von den Materiallieferanten für PA 12 die Verarbeitung von Materialmischungen aus Neupulver und recycelten Altmaterial mit Auffrischraten von $A_F = 30\%$ bis 50% empfohlen [37], wobei mittlerweile auch solche Materialien verfügbar sind, welche einer geringeren Auffrischrate bedürfen. Zur Ressourcenschonung und Einstellung konstanter reproduzierbarer Materialqualitäten wird derzeit verstärkt die Schmelzindex-Messung qualifiziert [36]. Weitere Untersuchungen betrachten die Eliminierung von Alterungseffekten bei schlechter Materialqualität durch Anpassung der Prozessführung [151-152] oder die Ermittlung gegenüber Materialschwankungen robuster Parametersätze [34-35] mit geeigneten Grenzwerten für die Materialqualität. Die Alterung alternativer Materialien wurde lediglich von Keller in [78] am Beispiel von PA 11 bzw. von Schmid in [145] für einen PP/PE-Blend betrachtet, wobei der Viskositätsanstieg für PA 11 deutlich geringer ausfiel als bei PA 12 [78]. Für den Blend konnten keinerlei Veränderungen der Viskosität gemessen werden [145]. Die Nutzung von wiederverwendetem Material führte in diesem Falle sogar zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften mit einem deutlichen Anstieg der Bruchdehnung.

Oberflächenspannung und -energie:

Neben der Viskosität bestimmt die Oberflächenspannung der Schmelze σ_s und die Oberflächenenergie des Pulvers γ_p maßgeblich die Ausbildung der Bauteilrandkontur, da beide Größen in Kombination mit der Viskosität η das Einsinken der Schmelze in die Pulverschüttung bestimmen [32]. Mit zunehmendem Kontaktwinkel zwischen Schmelze und Pulver auf Werte über 90° sowie mit abnehmender Oberflächenspannung σ_s kann das Ansintern von Pulvern reduziert und die Kantenschärfe erhöht werden. Untersuchungen von Seul zeigen, dass durch Modifikation der Pulver mit Tensiden zur Einstellung der Oberflächenenergie γ_p die Oberflächenqualität der Bauteile verbessert werden kann [32, 153]. Gleichzeitig verbessert eine große Differenz zwischen Oberflächenenergie des Pulvers γ_p und Oberflächenspannung der Schmelze σ_s die Kantenschärfe [122-123, 154]. Dabei soll die Oberflächenenergie γ_p möglichst niedrig sein, um ein Versintern des Pulverbetts zu verhindern. Zusätzlich muss die Schmelze oberhalb der Schmelztemperatur T_M eine gewisse Mindestoberflächenspannung von $\sigma_s = 15$ bis 20 mN/m bei einem ausreichend hohen Verhältnis von Oberflächenspannung zu Viskosität aufweisen [32, 122-123], um ein Zusammenfließen der Partikel und eine gute Filmbildung zu gewährleisten. Je höher hierbei dieses Verhältnis ist und umso kleiner die Partikelgröße ist, desto schneller erfolgt die Filmbildung. Gleichzeitig spreitet eine Polymerschmelze für niedrigere Oberflächenspannungen σ_s besser [32].

Wärmeleitfähigkeit und -kapazität:

Weitere thermische Materialeinflüsse auf den Prozess ergeben sich aus der Wärmeleitfähigkeit des Materials λ_w und vor allem des Pulvers sowie aus der Wärmekapazität c_p . Studien zur Wärmeleitfähigkeit von LS-Pulvern zeigen, dass die Wärmeleitfähigkeit beispielsweise für PA 12 in Pulverform je nach verwendetem Berechnungsmodell (Zehner-Bauer-Schlünder, Yagi-Kunii, Steinberger) [51-52, 155] oder verwendeter Messmethodik zwischen

$\lambda_{w,p} = 0,02 \text{ W/mK}$ und $0,1 \text{ W/mK}$ [51-52, 156] liegt, während der Wert beim Übergang in die Schmelze auf $\lambda_{w,s} = 0,275$ bis $0,3 \text{ W/mK}$ steigt [156]. Zusammen mit der Wärmekapazität, die in verschiedenen Publikationen für PA 12 zwischen $c_p = 1,8 - 2,5 \text{ kJ/kgK}$ bei Raumtemperatur und $c_p = 3 - 4 \text{ kJ/kgK}$ bei 150°C angegeben wird [51-52, 136, 156], bestimmt die Wärmeleitung λ_w die Ausbreitung der eingebrachten Wärme im Pulverbett sowie das Abkühlverhalten bzw. die Abkühldauer.

Pulvereigenschaften:

Neben den thermischen Materialeigenschaften wird der Laser-Sinter-Prozess – und hier vor allem der Pulverauftrag bzw. die Packungsdichte im Pulverbett – von den pulverrheologischen Eigenschaften bestimmt. Eine möglichst dichte Pulverpackung lässt sich durch eine hohe Sphärizität der Partikel sowie glatte Partikeloberflächen erreichen [157]. Für kontinuierliche Partikelgrößenverteilungen, wie sie üblicherweise Laser-Sinter-Pulver aufweisen, ergibt sich eine theoretische Packungsdichte von $\rho_p = 66,3 \%$ [157]. Reale Schütt- bzw. Packungsdichten von kommerziellen Laser-Sinter-Pulvern liegen jedoch zumeist wesentlich niedriger bei $\rho_p = 41 \%$ bis $45,3 \%$ für PA 12 [28, 34-35, 52, 158-159]. Für viele experimentelle Pulver werden aufgrund der kantigen Partikelform bei gemahlenen Pulvern oder durch kleine mittlere Partikelgrößen sogar zum Teil noch niedrige Werte zwischen $\rho_p = 27,5 \%$ und $39,2 \%$ erreicht [28]. Untersuchungen von Ho für Polycarbonat zeigen, dass die Packungsdichte einerseits durch feine Partikelgrößen [87, 160-161] sowie andererseits durch Fließhilfen wie Graphit [161] erhöht werden kann.

Als weitere Pulverkenngröße beeinflusst die Fließfähigkeit des Pulvers maßgeblich die Prozessfähigkeit beim Laser-Sintern. Dabei wirkt sich diese maßgeblich auf die homogene Schichtausbildung beim Pulverauftrag aus. Rietzel führte in [28] Untersuchungen zum Pulverfließverhalten verschiedener experimenteller Laser-Sinter-Pulver im Vergleich zu PA 12 durch. Einflüsse auf das Fließverhalten ergeben sich aus der Partikelform und somit dem Herstellungsverfahren, der Partikelgröße, dem Material selbst sowie aus möglichen Additiven, wie Aerosilen, zur Verbesserung der Fließeigenschaften. In [90] wurde von Amado eine neue Prüfmethodik für Laser-Sinter-Pulver unter Nutzung eines Revolution Powder Analyzer der Firma Mercury Scientific Inc. qualifiziert, welche eine Nachbildung des Pulverauftrags beim Laser-Sintern sowie Messungen bei erhöhten Temperaturen [162] erlaubt. In den durchgeführten Untersuchungen wurden verschiedene kommerzielle und experimentelle Pulver in Bezug auf ihre Fließfähigkeit und ihr Fluidisierungsverhalten verglichen. Die besten Ergebnisse weisen Pulver mit hoher Sphärizität und einer geringen mittleren Größe auf [90]. Zusätzlich konnte in [162] gezeigt werden, dass das Fließverhalten von LS-Pulvern durch die Vorheiztemperatur geprägt wird. Auch Materialalterungseffekte beeinflussen die Fließfähigkeit von Laser-Sinter-Pulvern, wie Hausner-Wert-Messungen in [34-35] für unterschiedlich lang gealtertes PA 12-Pulver belegen. Eine signifikante Reduzierung ist jedoch erst bei sehr altem Pulver zu beobachten. Eine mögliche Erklärung für derartige Veränderungen könnte in der Bildung von Agglomerationen liegen, wie die von Rietzel beobachteten Veränderungen der Partikelgrößenverteilung bzw. der Partikelkonvexität in [28] belegen. Dieser – hier durch Ofenlagerungsversuche ermittelte – Effekt tritt besonders bei hohen Vorheiztemperaturen auf und verstärkt sich bei ansteigender Lagerungsdauer. Ein ähnliches Verhalten wurde von Mielicki in [163] beobachtet. Dessen Ofenexperimente zeigen vorrangig für Partikelgrößen von über $100 \mu\text{m}$ eine Formveränderung bei langen Lagerungszeiten in Form einer Sphärizitätsabnahme. Ein Vergleich von Ofen- und Prozesslagerung in [34] ergibt, dass sich die Veränderung der Pulvereigenschaften unter Prozessbedingungen verstärkt. Also scheint es hier im Vergleich zur Ofenlagerung zu einer verstärkten Agglomerationsbildung durch die Verdichtung beim Pulverauftrag zu kommen. Bei manchen alternativen LS-Materialien, wie beispielsweise dem PP/PE-Blend (PP-R201) der japanischen Firma Trial, hat die Materialalterung im Prozess dagegen keinen Einfluss auf das Fließverhalten des Pulvers [145].

Maßgeblichen Einfluss auf den LS-Prozess haben ferner die optischen Materialeigenschaften. Da diese jedoch in direktem Zusammenhang mit der Energieeinkopplung stehen, findet eine Betrachtung der optischen Eigenschaften gemeinsam mit dieser in Kapitel 2.2.3 statt.

2.2.3 Modelle zum Energieeintrag

Der Laser-Sinter-Prozess wird im Wesentlichen von der Wechselwirkung der eingebrachten Laserenergie mit dem vorgeheizten Pulvermaterial bestimmt. Zur Beschreibung der durch den Laser eingebrachten Energie, definierte Nelson die flächig in eine Schicht eingebrachte Energie, die sogenannte Flächenenergiedichte E_A , als Verhältnis aus Laserleistung P , der Scangeschwindigkeit v und dem Hatchabstand h (Gleichung 2-1) [75]. Diese wurde in späteren Arbeiten unter anderem von Meiners [164], Starr [165] und Kaddar [45] unter Einbeziehung der Schichtdicke s zur Volumenenergiedichte E_V erweitert, Gleichung 2-2. Diese Gleichungen werden heute oftmals zur Beschreibung des Energieeintrags sowie zur Korrelation von Prozesszusammenhängen angewendet [45-46, 165-167].

$$E_A = \frac{P}{v \cdot h} \quad 2-1$$

$$E_V = \frac{P}{v \cdot h \cdot s} \quad 2-2$$

Bei der Wechselwirkung von Laserstrahlung mit einem Material wird ein Teil der eingebrachten Strahlung an der Oberfläche reflektiert. Ein weiterer Anteil tritt ins Material ein, wird dort vom Werkstoff absorbiert oder tritt auf der Rückseite der bestrahlten Probe wieder aus. Der Zusammenhang zwischen Reflexionsgrad R , Absorptionsgrad A und Transmissionsgrad T wird durch Gleichung 2-3 beschrieben [168]. Die Anteilgröße bestimmt sich durch die Eigenschaften der einfallenden Strahlung sowie der des Materials. So wird die Wechselwirkung einerseits durch die Laserwellenlänge und andererseits durch den Einfallswinkel und dessen Polarisierung beeinflusst. Zusätzlich wirken sich Oberflächenmorphologie und Zusammensetzung des Materials sowie Materialdicke und Temperatur auf die Anteile aus [78, 168-171]. Durch Wechselwirkung mit dem Material wird die in das Material eingetretene Intensität abgeschwächt. Bei Kunststoffen kann dies auf die Interaktion der Strahlung mit den Molekülen und insbesondere einzelnen Molekülgruppen, der Sphärolithstruktur sowie im Material enthaltenen Füllstoffen, wie Glas- oder Kohlenstofffasern, oder Additiven, wie Absorbieren oder Farbstoffen, zurückgeführt werden [170-173]. So werden die einzelnen Molekülgruppen insbesondere durch mittel- und langwellige Infrarotstrahlung zu Gerüst- oder Gruppenschwingungen angeregt, was die hohe Grundabsorption von Kunststoffen in diesen Wellenlängenbereichen erklärt [172-173]. Die Absorption folgt dem Lambert-Beer'schen Gesetz (Gleichung 2-4). Dieses beschreibt die wegabhängige Intensität $I(z)$ als Funktion der Ausgangsintensität [173-175].

$$R + A + T = 1 \quad 2-3$$

$$I(z) = (1 - R) \cdot I_0 \cdot e^{-\beta z} \quad 2-4$$

mit Ausgangsintensität I_0 , Absorptionskoeffizient β und Tiefe z

Beim Laser-Sintern von pulverförmigen Kunststoffmaterialien mit Partikelgrößen typischerweise zwischen etwa 0 und 150 μm ergeben sich zusätzliche Wechselwirkungsmöglichkeiten, Bild 2-4. Aufgrund der Porosität in der Pulverschicht kann Laserstrahlung durch Vielfachreflexionen an den Partikeloberflächen entweder durch die Schicht hindurch transmittieren und somit zur Aufheizung darunterliegender Schichten beitragen oder in oberflächennahen

Bereichen zurückreflektiert werden. Zusätzlich kann das Pulverbett eine sogenannte Strahlfalle bilden, innerhalb der die Strahlung vollständig absorbiert wird [164, 176-177].

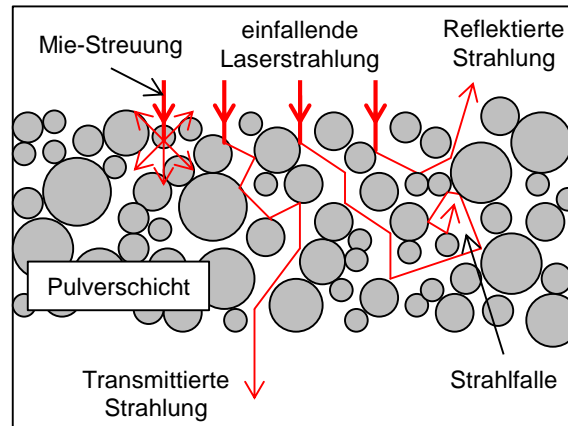


Bild 2-4: Schematische Propagation der Laser-Strahlung im Pulverbett, vgl. [51, 164, 176-177]

Die kleinsten Partikelgrößen d von Laser-Sinter-Pulvern haben hierbei die gleiche Größenordnung wie die Wellenlänge λ des CO_2 -Laser von $10,6 \mu\text{m}$. Für den Fall $\lambda \approx d$ [173, 175, 178-179] können zusätzlich Streueffekte bei der Wechselwirkung von Laserstrahlung und Partikel auftreten, die sogenannte Mie-Streuung [180]. Die Strahlung kann hierbei vor allem mit einzelnen Partikeln, den Sphärolithen oder deren Innenstruktur interagieren [170, 181]. Für unter Umständen im Pulver enthaltene nanoskalige Additive, wie Farbstoffe oder Fließhilfen, oder einzelne Sphärolithlamellen ist sogar $\lambda \gg d$ möglich. Dadurch könnte an diesen Partikeln auch Rayleigh-Streuung auftreten [175, 178]. Insgesamt betrachtet, wird die Absorption von Materialien durch Streueffekte erhöht [182]. In oberflächennahen Bereichen kann es allerdings, vor allem für den Fall $\lambda \leq d$, zu verstärkten Rückstreuungseffekten kommen [179]. Derartige Streueffekte wurden jedoch beim Laser-Sintern bislang nur in den Untersuchungen von Steinberger berücksichtigt [51].

Sun baute schon 1991 ein erstes Modell zur Beschreibung der Absorptionseffekte im Pulverbett auf [177]. Auf Basis der vom Einfallswinkel abhängigen spektralen Reflektivität für unpolarisierte Strahlung $R(\Phi)$ (Gleichung 2-5) [183] stellte er Gleichung 2-6 zur Berechnung der effektiven Absorption einer Kugel A_{Kugel} bei Wechselwirkung mit der Laserstrahlung auf. Unter der Annahme, dass die im Pulverbett enthaltenen Poren (vgl. Bild 2-4) stets eine Strahlfalle bilden und somit die Porenfläche eine Absorption von 100 % aufweist, kann mit Gleichung 2-6 die effektive Absorption unterschiedlich gepackter Pulverschüttungen abgeschätzt werden. Neben Sun nutzen auch spätere Arbeiten wie die von Nöken [50] diesen Formalismus zur Abschätzung der Absorption im Pulverbett.

$$R(\phi) = \frac{1}{2} \cdot \frac{M + x^2 - x \cdot \sqrt{2 \cdot (M + L)}}{M + x^2 + x \cdot \sqrt{2 \cdot (M + L)}} + \frac{1}{2} \cdot \frac{M + P^2 \cdot x^2 - x \cdot (M + y^2) \cdot \sqrt{2 \cdot (M + L)}}{M + P^2 \cdot x^2 + x \cdot (M + y^2) \cdot \sqrt{2 \cdot (M + L)}} \quad 2-5$$

mit $x = \cos \phi$, $y = \sin \phi$, $M^2 = L^2 + 2(\mu' \cdot \mu'')^2$, $P = \mu'^2 + \mu''^2$, $L = \mu'^2 - \mu''^2 - y^2$,
 $\mu' = n_2'/n_1$, $\mu'' = \kappa_2/n_1$, komplexem Brechungsindex des Polymers $n_2 = n_2' + i \cdot \kappa$,
 Brechungsindex des Umgebungsmediums n_1 , dem Realteil des Brechungsindexes
 n_2' und dem Imaginärteil bzw. Extinktionsindex κ

$$A_{\text{Kugel}} = (1 - R)_{\text{Kugel}} = 2 \cdot \int_0^{\pi/2} \sin \phi \cdot \cos \phi \cdot [1 - R(\phi)] d\phi \quad 2-6$$

mit der Wärmeleitfähigkeit λ

Die optische Eindringtiefe δ_{opt} wurde entsprechend Gleichungen 2-7 und 2-8 auf Basis des Absorptionskoeffizienten β durch Annäherung mit dem mittleren Partikeldurchmesser d

abgeschätzt [50, 177], wobei schon von Sun vergleichend durchgeführte Messungen Abweichungen von diesem Schätzwert zeigen. Erst das Modell zur Strahlungsabsorption von Steinberger brachte durch Berücksichtigung von Streueffekten eine ausreichende Übereinstimmung zwischen berechneten und experimentell gemessenen Werten [51]. Hierzu überträgt er die Mie-Streuung an einem Einzelpartikel unter Anwendung der Strahlungstransporttheorie und numerischen Berechnungsmethoden auf eine Pulverschüttung.

$$\beta = \frac{4 \cdot \pi \cdot \kappa}{\lambda} \cong \frac{1}{d} \quad 2-7$$

$$\delta_{opt} = \frac{1}{\beta} \quad 2-8$$

In zahlreichen Studien wurden die optischen Eigenschaften von Laser-Sinter-Materialien betrachtet. Zur Erfassung des Absorptionsverhaltens dient vielfach ein Messaufbau mit Integrationskugel, mit Hilfe derer die diffuse Reflexion an einer Pulveroberfläche gemessen werden kann [75, 87, 177, 184-186]. Weitere Untersuchungen betrachten den Transmissionsgrad der Werkstoffe, um auf dieser Basis das optische Eindringverhalten des Lasers in den Werkstoff zu ermitteln. Laumer und Steinberger führten in [186] bzw. in [51] Versuche an dünnen Pulverschichten unterschiedlicher Dicke durch. Andere bestimmten die optische Eindringtiefe ins Material mit Hilfe von Fourier-Transformations-Infrarot-Spektroskopie (FTIR) an dünnen Folien [76, 78, 177, 187]. Die mit diesen Messmethoden ermittelten Eigenschaften und die mit Gleichung 2-6 und Gleichung 2-8 sowie nach der Theorie von Steinberger [51] berechneten Werte für die Absorption A und Eindringtiefe δ_{opt} verschiedener Laser-Sinter-Materialien sind in Tabelle 2-1 zusammengefasst.

Tabelle 2-1: Zusammenfassung von gemessenen (M) und berechneten (R) optischen Materialeigenschaften unterschiedlicher Laser-Sinter-Pulver bei Wechselwirkung mit einem CO₂-Laser

Studie	Material	Reflexionsgrad [%]	Absorptionsgrad [%]	Optische Eindringtiefe [μm]
Sun [177]	ABS black <45 μm	$\approx 5,1$ (M)	$\approx 94,9$ (M)/ 94,8 (R)	62,5-83,3 (M)/ 45,5 (R)
	ABS black 45-150 μm	$\approx 2,7$ (M)	$\approx 97,3$ (M)/ 94,8 (R)	71,4-111 (M)/ 45,5-149,3 (R)
	ABS black 150-425 μm	$\approx 2,5$ (M)	$\approx 97,5$ (M)/ 94,8 (R)	125 (M)/ 149,3-416,7 (R)
	PC <45 μm	$\approx 10,3$ (M)	$\approx 89,7$ (M)/ 91,8 (R)	83,3-111,1 (M)/ 45,5 (R)
	PC 45-150 μm	$\approx 9,2$ (M)	$\approx 90,8$ (M)/ 91,8 (R)	83,3-100 (M)/ 45,5-149,3 (R)
Nelson [75]	PC	$\approx 5,0$ (M)	$\approx 94,8$ -96,5 (M)	--
Ho [87]	PC	$\approx 21,9$ -22,3 (M)	$\approx 77,7$ -78,1 (M)	362,3-1287 (M)
Fan [184]	SAN	$\approx 5,7$ (M)	$\approx 94,3$ (M)	--
Nöken [50]	PS	$\approx 8,0$ (R)	≈ 92 (R)	93 (R)
Keller [78, 187]	PS	--	--	160 (M)
	PET	--	--	110 (M)
	PA 11	--	--	76-79 (M)
	CoPA	--	--	80,4 (M)
Tolochko [185]	PTFE	≈ 27 (M)	≈ 73 (M)	--
	PMMA	≈ 25 (M)	≈ 75 (M)	--
Steinberger [51]	PMMA	--	--	42 (M)/ 43,1 (R)
	PA 12	--	--	103,1 (M)/ 92,6 (R)
Laumer [186]	PE	≈ 33 (M)	≈ 77 (M)	--
	PA 12	$\approx 5,0$ (M)	≈ 95 (M)	--
Rechtenwald [76]	PA 12	$\approx 2,0$ (M)	≈ 98 (M)	80 (M)
	PEEK	$\approx 2,0$ -3,5 (M)	$\approx 96,5$ -98 (M)	33 (M)

Die Daten verdeutlichen, dass oftmals die optischen Eigenschaften amorpher Laser-Sinter-Materialien untersucht wurden, während eine Betrachtung teilkristalliner Materialien selten erfolgte. Die unterschiedlichen Daten belegen eine starke Abhängigkeit der optischen Eigenschaften vom Polymertyp. So zeigen manche Materialien wie PA 12 oder PEEK eine sehr hohe Absorption [76, 186], während vor allem PE und PC eine niedrige Absorption aufweisen [87, 186]. Die Messungen von Sun belegen zudem eine starke Abhängigkeit der

optischen Eigenschaften von der Partikelgröße [177]. Absorptionsgrad A und optische Eindringtiefe δ_{opt} steigen dabei mit der Partikelgröße an. Der Vergleich der einzelnen Studien deckt allerdings auch deutliche Unterschiede zwischen Messungen für das gleiche Material auf. Besonders für Polycarbonat ergeben sich starke Abweichungen sowohl im Absorptionsgrad von bis zu 19 % als auch bezüglich der optischen Eindringtiefe mit einer Abweichung von über $\delta_{\text{opt}} = 1 \text{ mm}$ [75, 87, 177]. Auch für PA 12 zeigen sich Abweichungen, jedoch in wesentlich geringerem Ausmaß [51, 76, 186]. Basierend auf den Angaben ergibt sich für PA 12 bei Einwirkung von CO_2 -Laserstrahlung ein Absorptionsgrad von $A = 95$ bis 98 % bei einer optischen Eindringtiefe von $\delta_{\text{opt}} = 80$ bis 103 μm . Dabei gilt es zu beachten, dass alle Studien, mit Ausnahme der von Keller, mangels geeigneter Messaufbauten für höhere Temperaturen ausschließlich bei Raumtemperatur durchgeführt wurden. Die Verarbeitung von Kunststoffen im Laser-Sintern erfolgt jedoch stets unter Vorwärmung des Pulvers. Die Untersuchungen von Keller in [78] bestätigen, dass diese Vorheizung einen signifikanten Einfluss auf das Eindringverhalten von CO_2 -Laserstrahlung in das verwendete Pulvermaterial hat. Während die Eindringtiefe für die meisten von Keller betrachteten Materialien unter anderem auch für PA 11 mit der Temperatur ansteigt, zeigt PET mit einer abnehmenden Eindringtiefe ein konträres Verhalten. Jedoch kann nur bei einer ausreichenden Eindringtiefe, welche bei Wilkening [77] mit etwa 150 % bis 180 % der verwendeten Schichtdicke angegeben wird, eine gute Schichtanbindung im lasergesinterten Bauteil erreicht werden.

Der Wärmetransport im Pulverbett wird beim Laser-Sintern im Wesentlichen durch die optische Absorption der Laserstrahlung bestimmt. Dies zeigt ein Vergleich der in den verschiedenen Studien ermittelten optischen Eindringtiefen δ_{opt} mit den von Nöken und Rechtenwald ermittelten Wärmeeindringtiefen verschiedener Laser-Sinter-Materialien von unter 5 μm [50, 76]. Wärmeleitungseffekte spielen daher eine untergeordnete Rolle. Folglich nutzen zahlreiche Studien zur Beschreibung der Temperaturentwicklung in der Pulverschicht eine Volumenquelle [50, 122, 188-189]. Anders Dong [190] und Schultz [112], die eine Oberflächenquelle zum Aufbau ihrer Modelle verwenden. Insgesamt betrachtet, sind die durch Simulationsmodelle ermittelten Temperaturwerte sehr unterschiedlich. Die meisten Studien bilden den Energieeintrag bei der Verarbeitung von PC-Pulver nach. Die berechneten maximalen Schmelzetemperaturwerte liegen hier etwa zwischen $T_{\text{S,max}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ und $830 \text{ }^\circ\text{C}$ für einen Bereich üblicher Energiedichten. Dabei findet im Bereich hoher Energiedichten bereits eine deutliche Überschreitung der Zersetzungstemperatur T_z statt [188, 190-191]. Auch die von Nöken durch ein Simulationssystem für PS ermittelten Temperaturen liegen in einem Bereich von etwa $T_{\text{S,max}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $610 \text{ }^\circ\text{C}$ [50]. Andere Studien für PC ergeben dagegen deutliche höhere maximale Temperaturen von $T_{\text{S,max}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $2500 \text{ }^\circ\text{C}$ und liegen somit weit über der Zersetzungstemperatur T_z des Materials [112, 177, 192-193]. Im Gegensatz dazu zeigen die von Steinberger für PMMA gewonnenen Simulationsergebnisse lediglich Temperaturen bis $T_{\text{S,max}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ [51, 194]. Diese liegen zwar oberhalb der Zersetzungsgrenze, stimmen aber gut mit experimentell ermittelten Messdaten überein. Das von Steinberger entwickelte Simulationssystem grenzt sich hierbei durch die Berücksichtigung von Streueffekten am Pulver und viskoelastischen Effekten sowie durch eine eigene Theorie zur Berechnung der Pulverwärmeleitfähigkeit von anderen Modellen ab. Lediglich Schultz betrachtete in seinem Modell ebenfalls viskoelastische Effekte, konnte deren Einfluss jedoch nicht nachweisen [112].

Simulationsmodelle zur Beschreibung des gesamten Prozesses bestehen dagegen nur wenige [28, 52, 189, 195]. Tontowi [52] und Singh [189] nutzen hierbei die aufgebauten Modelle zur Beschreibung von Prozesszusammenhängen. Die von Singh [189] ermittelten maximalen Temperaturen liegen zwischen $T_{\text{S,max}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ und $360 \text{ }^\circ\text{C}$, wobei innerhalb der Studie für die niedrigeren Energiedichten E_v die höchsten Temperaturen ermittelt wurden. Tontowi untersuchte für PA 12 in Sensitivitätsanalysen den Effekt verschiedener Simulati-

onsparameter auf den Temperaturwert [52]. Die Studien führten zu dem Ergebnis, dass vor allem die optische Eindringtiefe δ_{opt} einen signifikanten Einfluss auf die maximal berechnete Temperatur hat. So ergeben sich bei einer Energiedichte von $E_V = 0,28 \text{ J/mm}^3$ für eine oberflächennahe Absorption Temperaturen bis $T_{S,\text{max}} = 295 \text{ °C}$, während diese bei einer Volumenabsorption auf nur $T_{S,\text{max}} = 212 \text{ °C}$ absinken und das Modell gleichzeitig die experimentell ermittelten Prozesszusammenhänge besser abbildet.

Auf dieser Basis baute Rietzel in [28, 195] ein Simulationssystem auf, um gezielt die Beeinflussung des Simulationsergebnisses durch verschiedene Faktoren in Form eines statistischen Versuchsplanes zu untersuchen. Hierzu betrachtete er zum einen Prozessparameter, wie die Art der Wärmequelle oder die Laserleistung, und zum anderen Materialeigenschaften, wie die Wärmeleitfähigkeit des Pulverbettes und die Partikelgröße. Vor allem eine hohe Laserleistung und die Annahme einer Oberflächenquelle führen an der Oberfläche zu hohen Temperaturen zwischen $T_{S,\text{max}} = 335 \text{ °C}$ und 350 °C , während die Temperaturen bei der alternativen Faktorstufe etwa 100 K darunter liegen. Die Temperatur an der Schichtunterseite wird dagegen hauptsächlich durch die Art der Wärmequelle beeinflusst. In einem zweiten Schritt variierte Rietzel optische Einflüsse wie den Absorptionsgrad A und den Absorptionskoeffizienten β , wobei die für PA 12 angesetzten Werte im Vergleich zu den aufgeführten Werten aus Tabelle 2-1 relativ niedrig waren. Die Ergebnisse zeigen, dass auch für eine Volumenenergiequelle unter Annahme einer hohen Absorption A und eines niedrigen Absorptionskoeffizienten β hohe Maximaltemperaturen im Bereich von $T_{S,\text{max}} = 350 \text{ °C}$ erzielt werden. Dennoch liegen die berechneten Werte zum Teil deutlich unter denen anderer Modelle.

Zahlreiche Arbeiten betrachten die Simulation der Energieeinbringung beim Laser-Sintern von Kunststoffen. Die resultierenden Prozess- und Temperaturverläufe unterscheiden sich jedoch teilweise deutlich zwischen den Modellen. Eine Aussage über den realen Verlauf ist folglich nur über eine Verifikation durch Inline-Temperaturmessungen möglich. Entsprechende Untersuchungen hierzu sind in Kapitel 2.2.7 dargestellt.

2.2.4 Prozessmodelle

Nach der Einkopplung in die Pulverschicht wird die eingebrachte Wärme innerhalb der Schicht, im schmelzeförmigen Bauteil sowie in das umliegende Pulverbett verteilt. Gleichzeitig wird Wärme an die Prozessatmosphäre abgegeben [28, 51, 196]. Die wesentlichen wirkenden Mechanismen hierzu beruhen auf Wärmeleitung, Wärmeabstrahlung sowie Konvektion. Bild 2-5 veranschaulicht die auftretenden Wärmeströme. Die Wärme verteilt sich durch die einzelnen Mechanismen zunehmend im gesamten Pulverbett bzw. wird aus diesem an die Umgebung abgegeben. Der Wärmeaustausch durch Wärmeleitung erfolgt hierbei, entsprechend dem Fourier'schen Wärmeleitungsgesetz, aufgrund eines Temperaturgefälles sowohl innerhalb der einzelnen Phasen als auch am Phasenübergang wie beispielsweise zwischen einzelnen Schichten, zwischen Schmelze und dem Pulverbett sowie durch Wärmeübergang an den Kontaktflächen einzelner Partikel im Pulverbett, Gleichung 2-9. Ein Wärmeübergang durch Wärmestrahlung tritt sowohl als Wärmeverlust zwischen Pulverbett bzw. Schmelze und der umgebenden Anlage als auch innerhalb des Pulverkuchens durch Wärmeübergang zwischen Schmelze und Pulver sowie zwischen einzelnen Partikeln auf. Der Übergang kann hierbei durch die Stefan-Boltzmann-Gleichung (Gleichung 2-10) beschrieben werden. Konvektionseffekte beim Laser-Sintern basieren auf der Wechselwirkung des Pulvers bzw. der Schmelze mit dem Prozessgas innerhalb des Pulverbettes sowie in der Prozesskammer. Beim Laser-Sintern ist dieses zumeist Stickstoff. Aufgrund der Temperaturdifferenz zwischen Material und Gas findet nach Gleichung 2-11 ein Wärmeübergang statt. Dieser Übergang kann hierbei je nach Temperatur der Partner in beide Richtungen erfolgen. [28, 50-51, 75, 191, 197-198]

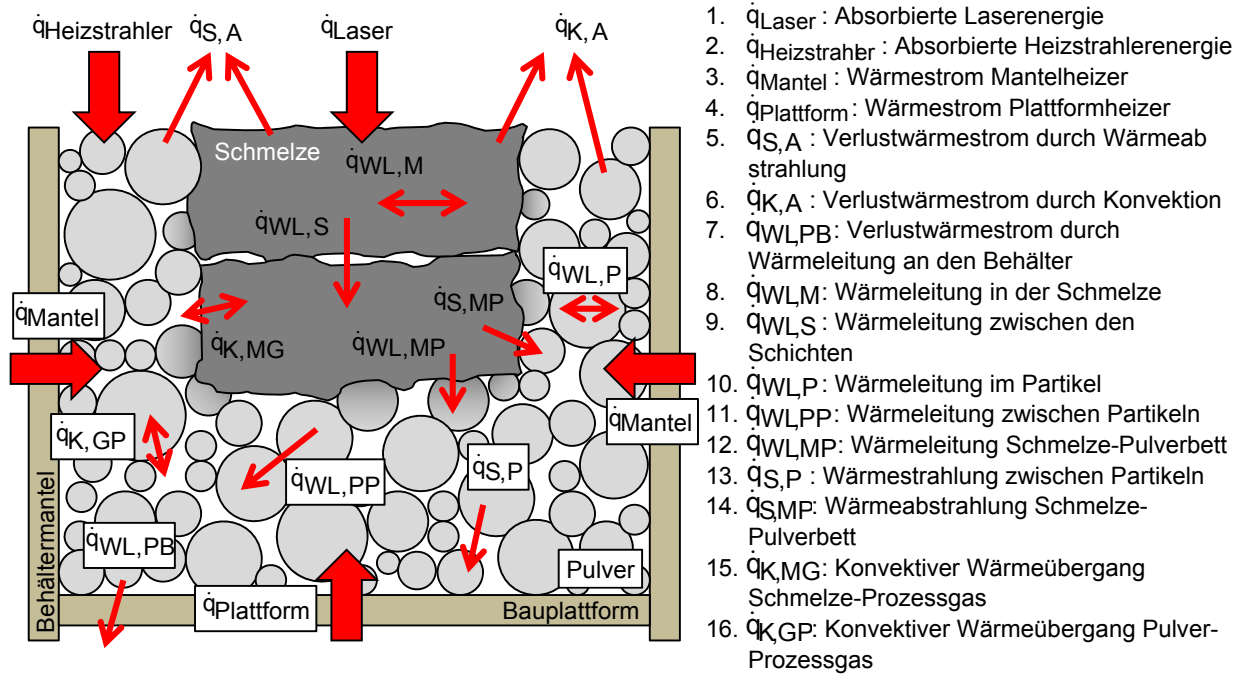


Bild 2-5: Wärmeströme beim Laser-Sintern innerhalb der Schmelze und im Pulverbett, in Anlehnung an [28, 50-51, 75, 191, 196]

$$\dot{q}_{\text{Wärmeleitung}} = -\lambda \cdot \text{grad } T \quad 2-9$$

mit Wärmestromdichte \dot{q} , der Wärmeleitfähigkeit λ und dem Vektor des Temperaturgradienten $\text{grad } T$

$$\dot{q}_{\text{Wärmestrahlung}} = \varepsilon_{12} \cdot \sigma \cdot (T_1^4 - T_2^4) \quad 2-10$$

mit Temperatur des Körpers 1: T_1 , Temperatur des Körpers 2: T_2 , Boltzmann-Konstante σ , Strahlungsaustauschzahl ε_{12}

$$\dot{q}_{\text{Konvektion}} = \alpha \cdot \Delta T \quad 2-11$$

mit der Wärmeübergangskoeffizienten α und der Temperaturdifferenz ΔT

Durch Beheizung der Bauplattform und des Baubehältermantels wird eine übermäßige Wärmeabfuhr aus dem Pulverbett verhindert. Zusätzlich behindert die geringe Wärmeleitfähigkeit des Pulvers $\lambda_{\text{W,P}}$ (vgl. Kapitel 2.2.2) die rasche Wärmeabfuhr aus den aufgeschmolzenen bzw. heißen oberflächennahen Bereichen sowie die Homogenisierung der Temperaturen im Gesamtsystem. Innerhalb des Pulverbettes stellt sich somit unter Ausbildung von Temperaturgradienten ein thermodynamisches Gleichgewicht zwischen Wärmeabfuhr und Wärmezufuhr ein, wobei das Temperaturniveau mit ansteigendem Abstand von der Pulverbettsoberfläche aufgrund der zunehmenden Wärmeabfuhr an den Behälter absinkt, Gleichung 2-12. [38, 51]

$$\dot{q}_{\text{Laser}} + \dot{q}_{\text{Heizstrahler}} + \dot{q}_{\text{Mantel}} + \dot{q}_{\text{Plattform}} = \dot{q}_{\text{S,A}} + \dot{q}_{\text{K,A}} + \dot{q}_{\text{WL,PB}} \quad 2-12$$

Basierend auf dieser Theorie des Wärmehaushaltes und den Materialeigenschaften von LS-Materialien (Kapitel 2.2.2), haben Alscher und Schmachtenberg die Theorie des isothermen Laser-Sinterns als idealisiertes Prozessmodell entwickelt [122-123]. Diese besagt, dass bei der gleichen Temperatur, der Pulverbetttemperatur T_p , gleichzeitig viskose Schmelze und festes Pulver vorliegen. Aufgrund des speziellen Schmelz- und Erstarrungsverhaltens von teilkristallinen Kunststoffen, ist dies möglich. Im Rahmen der Theorie dient die eingebrachte Laserenergie lediglich dazu, durch Zuführung der Schmelzenthalpie ΔH_m das bis unterhalb der Schmelztemperatur vorgeheizte Pulver in den schmelzeförmigen Zustand zu überfüh-

ren, ohne die Temperatur hierbei zu erhöhen. Die Schmelze verbleibt anschließend im schmelzeförmigen Zustand ohne zu kristallisieren. Erst nach Fertigstellung aller Schichten wird die Temperatur abgesenkt und das Bauteil beginnt zu erstarren. Bei dieser idealisierten Prozessführung bilden sich zwischen den Schichten kaum Eigenspannungen aus und die Generierung von verzugsarmen Bauteilen wird möglich. [122-123]

Die Gültigkeit dieser Theorie konnte bislang nur auf Basis der Mikrostruktur von lasergesinterten Bauteilen bestätigt werden. So wies Rietzel in [94] für POM anhand von Sphärolithen mit einer Größe von mehreren Schichtdicken s nach, dass zumindest über einen gewissen Zeitraum eine isotherme Prozessführung oberhalb der Kristallisationsgrenze vorliegen muss. Aussagekräftige Untersuchungen zum realen Temperaturverlauf der aufgeschmolzenen Bereiche im Pulverbett wurden bislang nicht durchgeführt. Untersuchungen von Shen [199], Steinberger [51] und Wegner [38] zum Temperaturverlauf im Pulverbett deuten darauf hin, dass zumindest bei größeren Bauhöhen die Kristallisationsgrenze schon während des Prozesses überschritten wird. Der Baubehälter kühlt während des Prozesses von außen nach innen und von unten nach oben langsam ab [38, 51, 199], wodurch ein stark positionsabhängiges Abkühl- und somit auch Erstarrungsverhalten bedingt wird. Dieses spiegelt sich auch in Ergebnissen zum positionsabhängigen Schrumpfverhalten in Form von signifikanten nicht linearen Zusammenhängen wider [38, 51, 199-200], wodurch besonders bei großen Bauteilen aufgrund der herrschenden Temperaturgradienten Verzug ausgelöst werden kann (Bild 2-6a) [201]. Die Ergebnisse von Wegner in [38] belegen, dass die Theorie des isothermen Laser-Sinterns zumindest für kleinere Bauteile zutreffen kann. Die mit Funktemperatursensoren für eine DTM Sinterstation 2500 im Baubehälter gemessenen Temperaturverläufe zeigen einen Abfall der Temperatur im Pulverbett von der Vorheiztemperatur auf die Kristallisationstemperatur T_C erst etwa 150 mm unterhalb der Pulveroberfläche, wobei lokal sehr unterschiedliche Abkühlgradienten auftreten können.

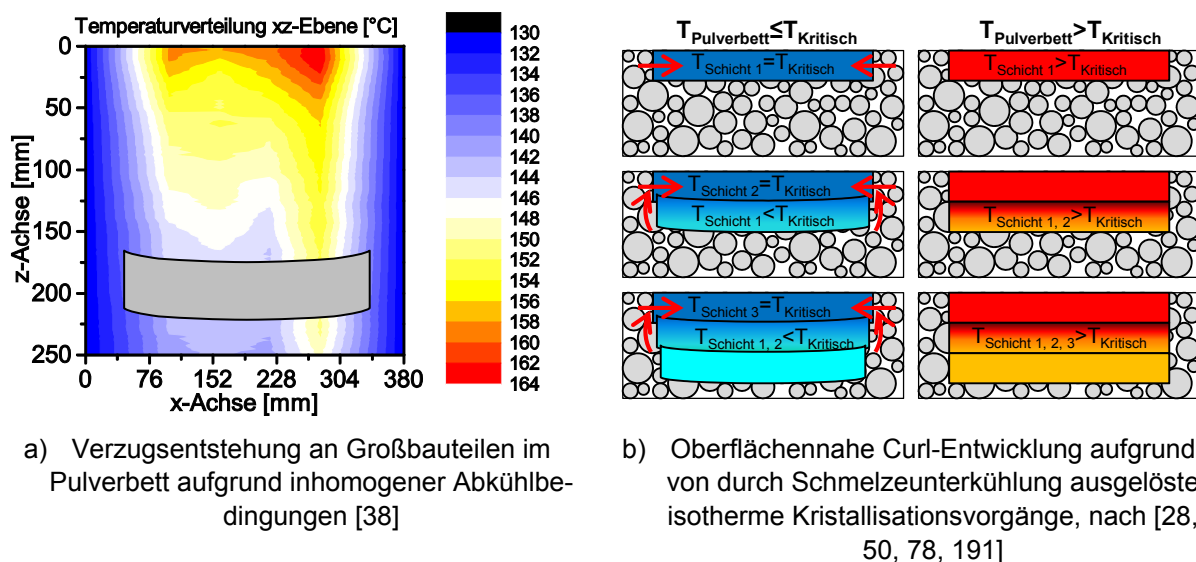


Bild 2-6: Mechanismen zur Entstehung von Bauteilverzug beim Laser-Sintern aufgrund von Temperaturgradienten und Schwindung

Rietzel konnte in [28, 195] jedoch nachweisen, dass bei den geringen Abkühlgeschwindigkeiten beim Laser-Sintern der Kristallisationsbeginn hin zu höheren Temperaturen verschoben und zusätzlich durch isotherme Kristallisationsvorgänge mit zunehmender Unterkühlung der Schmelze beschleunigt wird. Eine isotherme Prozessführung nach der Theorie von Alscher und Schmachtenberg liegt für PA 12 zumindest über eine gewisse Bauhöhe vor, bevor Kristallisationsmechanismen eintreten. Diese Höhe kann auf Basis heutiger Erkenntnisse

jedoch nicht quantifiziert werden, da das Eintreten der isothermen Kristallisation neben dem Abkühlverhalten zusätzlich von der Zeit und damit von der Aufbaurrate im Prozess bedingt wird. Hohe Aufbauraten mit kurzen Zykluszeiten verlängern somit den isothermen Zustand. Die Temperatur der Schmelze verbleibt in oberflächennahen Bereichen oder zumindest über mehrere Schichten hinweg oberhalb der kritischen Kristallisationsstarttemperatur. Über dieser findet keine isotherme Kristallisation statt; respektive sie läuft nur mit äußerst geringen Umsatzraten ab [28]. Hierdurch kann die Entwicklung von Bauteilverzug aufgrund von erstarrungsbedingtem Schrumpf, dem sogenannten Curling, vermieden und maßhaltige Bauteile hergestellt werden, Bild 2-6b. Schwinden aufeinanderfolgende Einzelschichten jedoch aufgrund einer starken Unterkühlung der Schmelze, können sich zwischen den erstarrenden Schichten Spannungen aufbauen, Bild 2-6b. Diese können zu einer Verwölbung der Schichten führen [28, 50, 78, 191]. Als mögliche Ursachen hierfür kommen beispielsweise zu niedrige Vorheiztemperaturen T_p oder Materialien mit kleinem Verarbeitungsfenster ($T_{\text{eim}} - T_{\text{eic}}$) bzw. einer hohen Kristallisationsneigung jeweils unmittelbar nach dem Lasereintrag in Frage. Bei besonders starkem Curling können die generierten Schichten beim folgenden Pulverauftrag vom Beschichter aus dem Pulverbett herausgerissen werden. Jamal konnte beide Arten der Verzugsentstehung in seinen Untersuchungen durch ein Finite-Elemente-Modell am Beispiel von Polycarbonat nachbilden [191, 202], wobei trotz mehrfacher Weiterentwicklung des Modells Abweichungen zwischen realen Verzügen und berechnetem Verhalten nicht vermieden werden konnte.

Um das Verständnis für die Vorgänge beim Laser-Sintern von Kunststoffen zu erhöhen, wurden die ablaufenden zeit- und temperaturabhängigen Prozesse in zahlreichen Publikationen als Simulationsmodelle nachgebildet. Ziel der Studien war dabei zumeist, den zeitabhängigen Verlauf der Versinterung zu erfassen, um auf dieser Basis Bauteileigenschaften wie die Dichte oder den Prozessverlauf vorherzusagen [51-52, 75, 112, 124, 192]. Die meisten Modellierungsansätze beim Laser-Sintern basieren auf den Ansätzen bzw. Sintergleichungen von Frenkel [203] aus dem Jahr 1945 oder auf den weiterführenden Arbeiten von Scherer [204-206], Mackenzie und Shuttleworth [207] bzw. Pokluda [208]. Bugada nutzte die Modelle von Scherer und Mackenzie bzw. Shuttleworth zur Vorhersage von Bauteildichten und Prozesstemperaturen, wobei aufgrund unterschiedlicher Betrachtungsräume für Sinterdichten unter 94 % ersteres und darüber zweiteres Anwendung findet [192]. Auch Schultz verwendete das Modell von Mackenzie und Shuttleworth, ergänzte es aber zur exakteren Vorhersage um einen viskoelastischen Anteil [112]. Ein erstes Sintermodell speziell für den Laser-Sinter-Prozess stellte Sun schon 1991 durch Berechnung der Dichteänderung auf Basis der Partikelformänderung, den Viskositätseigenschaften sowie der Oberflächenspannung auf [177]. Nelson entwickelte 1993 ein stark vereinfachtes Sintermodell (Gleichung 2-13) berücksichtigte aber gleichzeitig die Temperaturabhängigkeit der Effekte durch Erweiterung mit einer Arrheniusgleichung [75]. Auch zahlreiche andere Studien nutzten die von Nelson aufgestellte Sintergleichung zur Simulation von Prozesszusammenhängen beim Laser-Sintern [50, 124, 188, 193, 209]. Sowohl Tontowi [52, 210] als auch Singh [189] entwickelten das Modell von Nelson weiter, um die Simulationsvorhersage für teilkristalline Kunststoffe zu verbessern. Hierzu ergänzten sie in der Sintergleichung einen Viskositätsanteil für die kristallinen Anteile, welcher den Kristallisationsgrad K im Material abbildet (Gleichung 2-14).

$$\frac{\delta \rho}{\delta t} = (\rho_s - \rho) \cdot A \cdot e^{-\frac{E}{RT}} \quad 2-13$$

mit Feststoffdichte ρ_s , mit aktueller Bauteildichte ρ , Arrhenius-Konstante A , Aktivierungsenergie E , Gaskonstante R , Temperatur T

$$\frac{\delta\rho}{\delta t} = (\rho_s - \rho) \cdot A \cdot e^{\left(-\frac{E}{RT} - a_x \alpha^b\right)} \quad 2-14$$

mit Kristallinitätskonstante a_x und b , Schmelzeanteil α

Steinberger stellte in [51, 194] auf Basis des Modelles von Pokluda ein eigenes Modell auf, welches im Vergleich zu den ermittelten Messwerten der Sinterdynamik eine bessere Annäherung zeigte, als die Modelle von Nelson und Pokluda. Insgesamt betrachtet, ermöglichen die beschriebenen Modelle zur Prozesssimulation die Abbildung von Teilaspekten des Laser-Sinter-Prozesses in ausreichender Näherung. Trotzdem ist eine exakte Vorhersage des Prozessverlaufes bislang nicht möglich, sodass zum Teil noch deutliche Abweichungen zwischen Messwerten und Simulationsergebnis auftreten. In [211] wird für das Elektronenstrahlschmelzen ein den Gesamtprozess umfassendes Simulationssystem mit mehreren Skalierungsebenen aufgebaut, welches auch für das Laser-Sintern von Kunststoffen als Ansatz zur Optimierung der Prozessmodelle dienen könnte.

2.2.5 Bauteilstrukturmodelle

Lasergesinterte Bauteile werden, wie in Kapitel 2.1 dargelegt, schichtweise durch Aufschmelzen von Pulverschichten generiert. Die Struktur der auf diese Weise erzeugten Kunststoffbauteile unterscheidet sich dadurch von bekannten Fertigungsverfahren. Die Struktur wird, wie in den Kapiteln 2.2.2 und 2.2.3 erläutert, von mehreren Faktoren beeinflusst. Hierzu zählen einerseits die Fähigkeit der Schmelze, aufgrund des Temperaturverlaufes und ihrer Viskosität einen ebenen Schmelzefilm zu bilden, sowie andererseits die Einschmelztiefe des Lasers. Das unterschiedliche Verhalten von amorphen und teilkristallinen Thermoplasten und die damit verbundenen verschiedenen Prozessbedingungen führen zur Ausbildung unterschiedlicher Sintermechanismen. Flüssigphasensintern tritt vor allem bei der Verarbeitung amorpher Werkstoffe auf, da die Partikel bei der Wechselwirkung mit dem Laser nur oberflächlich angeschmolzen werden. Dadurch bilden sich Sinterhälse zwischen den Partikeln aus. Höhere Energieeinträge führen zu einem partiellen Aufschmelzen der Partikel und der Ausbildung von Sinterflächen, wobei die Kerne unaufgeschmolzen bleiben. Ein ähnliches Verhalten ergibt sich auch für teilkristalline Kunststoffe. Mit zunehmendem Energieeintrag nimmt der Anteil an unaufgeschmolzenen Bereichen ab, wie in Untersuchungen an der Universität Loughborough durch Zarringhalam nachgewiesen werden konnte [139, 212-214]. Die Ergebnisse zeigen, dass das mechanische Verhalten und die Kristallinität des Bauteils mit dem Anteil unaufgeschmolzener Kernbereiche korrelieren. Ein steigender Anteil an aufgeschmolzenen Material resultiert hierbei in einer Abnahme der Kristallinität, da vor allem unaufgeschmolzene Partikel einen hohen Kristallinitätsgrad K aufweisen [139, 212]. Bei einem ausreichenden Energieeintrag durch den Laser wird das Pulver einer Schicht vollständig aufgeschmolzen und die Schmelze überlappt mit der tiefer liegenden Schicht, wodurch dichte Bauteile mit geringer Restporosität ε_{por} entstehen. In diesem Fall wird auch vom Selektiven Laserstrahlschmelzen von Kunststoffen als Abgrenzung zum Sintern gesprochen. [215-217]

Um die sich in Abhängigkeit der Prozessbedingungen einstellende Bauteilstruktur besser zu verstehen und beschreiben zu können, beschäftigten sich verschiedene Arbeiten mit dem Aufbau von entsprechenden Modellen. Erste Ansätze für ein Strukturmodell lasergesinteter Bauteile liefern Ho in [87] und Childs et al. in [124] für PC. Beide Studien zeigen eine Erhöhung des Sintergrades mit zunehmendem Energieeintrag. Hierbei bilden sich zuerst innerhalb der Schichten zusammenhängende Schmelzefilme aus, in welchen die Porosität mit zunehmender Energiedichte abnimmt. Erst eine weitere Erhöhung des Energieeintrages reduziert die Porosität zwischen Schichten, wobei im Falle eines zu hohen Energieeintrages die verstärkte Bildung von runden Poren aufgrund von Zersetzungseffekten auftritt. Die

mechanischen Bauteileigenschaften sowie die Bauteildichte steigen hierbei jeweils mit einer Erhöhung des Energieeintrages bis zum Erreichen der Zersetzungsgrenze. [87, 124]

Blattmeier erklärt in [218] die sich einstellende Struktur von PA 12-Bauteilen durch Bildung von Analogien zu Faserverbundwerkstoffen sowie zu Klebeverbunden. Sie unterteilt das Bauteil in Volumenelemente und Grenzschichten, wobei im Vergleich zu anderen Verbundwerkstoffen beide aus demselben Material bestehen. Die Grenzschichten definiert sie als den Bereich zwischen zwei Schichten, welcher durch den Laser jeweils in aufeinanderfolgenden Schichten eine wiederholte Energiezufuhr erfährt und somit über eine erhöhte Festigkeit und Steifigkeit verfügt. Die Eigenschaften der Gesamtstruktur resultieren aus den Eigenschaften der einzelnen Schichten, wobei sich Fehlstellen auf beide Bereiche homogen verteilen. Bei Beaufschlagung mit einer Last werden die Einzelkomponenten entweder in Reihe oder parallel geschaltet, wobei im Falle einer Reihenschaltung lokale Dehnungsüberhöhungen zu einem verfrühten Versagen führen. Ein entsprechendes Verhalten konnte Blattmeier durch Versuche belegen. Ferner zeigen Bauteile mit gleichen Anteilen an Volumenelementen und Grenzschichten aber aufgrund verschiedener Schichtstärken abweichender Elementanzahlen und -dicken unter dynamischer Wechselbelastung ein nahezu identisches Versagensverhalten. Ein Anstieg des Grenzflächenvolumens führt dagegen zu einem erhöhten Deformationsvermögen des Werkstoffes, was zu einem verfrühten Versagen führen kann. Des Weiteren betrachtet Blattmeier die Zwischenschichtbereiche als Klebeverbund. Die Belastbarkeit des Schichtverbundes hängt somit von der Anzahl, der Dicke sowie der Verteilung der Grenzschichten im Bauteil ab. Durch Biegeversuche wurde nachgewiesen, dass durch eine Verringerung der Grenzschichtanzahl eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erreicht werden kann. Die von Blattmeier ermittelten Zusammenhänge sind grundlegend und betrachten zwar mehrere Orientierungen aber nur wenige Parametereinstellungen, sodass die Ergebnisse der Prüfungen auf die Anwendbarkeit des Modelles hinweisen, diese aber nicht eindeutig belegen. Hierzu fehlen weitere Untersuchungen vor allem mit Bauteilen erhöhter Porosität und schlechterer Schichtanbindung. [218]

Rechtenwald et al. definieren in [76, 92, 219] anders als Blattmeier die Zwischenschicht als potentielle Schwachstelle im Bauteil. Die Untersuchungen für das teilkristalline PEEK zeigen, dass sich in Abhängigkeit der Prozessparameter besonders an der Zwischenschicht Bereiche erhöhter Porosität ausbilden. Vor allem hohe Schichtdicken h , niedrige Vorheiztemperaturen T_p sowie niedrige Energiedichten E_v aufgrund niedriger Laserleistungen P oder großer Hatchabstände h begünstigen die Bildung der porösen Zwischenschichten. Rechtenwald unterscheidet drei verschiedene Strukturkategorien. Die erste ist hierbei durch eine unvollständige Versinterung mit einer lamellenartigen Struktur aufgrund von porösen Zwischenschichten geprägt. In der zweiten und dritten Kategorie entfällt diese Struktur durch Ausbildung einer dichten, vollständig versinterten Struktur mit geringer Restporosität ϵ_{por} , wobei die dritte Kategorie durch Formabweichungen aufgrund eines zu hohen Energieeintrages charakterisiert wird. Für optimale Bauteileigenschaften wird die Einstellung der Prozessparameter zur Einstellung einer Struktur nach Kategorie zwei empfohlen. Dieser Ansatz widerspricht in Teilen dem Modell von Blattmeier, da hier die Grenzschicht als Schwachstelle und nicht als Schicht verbesserter Eigenschaften angesehen wird. Allerdings wird verstärkt der Einfluss der Prozessparameter betrachtet und belegt somit die bereits für amorphe Kunststoffe beobachteten Zusammenhänge zur Bauteilstruktur. Hierdurch belegen die Untersuchungen von Rechtenwald die Problematik einer ausreichenden Schichtanbindung für teilkristalline Materialien [76, 92, 219]. Dass dieses Verhalten auch im Hinblick auf andere teilkristalline Materialien zutrifft, zeigen mikroskopische Untersuchungen von Rietzel an lasergesinterten POM-Bauteilen, welche die gleiche Abhängigkeit der Strukturbildung vom Energieeintrag aufweisen [28]. Mikroskopieuntersuchungen in [220] und [221] belegen ein

ähnliches Verhalten für PA 12. Gleichzeitig zeigen Untersuchungen in [28, 220], dass sich für lasergesintertes PA 12 anders als für POM oder PP eine feine Sphärolithstruktur ausbildet.

Auch Leigh [222] beschreibt die Bauteilstruktur beim Laser-Sintern durch Auftreten von Porositäten im Zwischenschichtbereich, welche entscheidenden Einfluss auf die Schichtanbindung und damit auf die auftretende Anisotropie haben. Als Einflüsse auf die Entstehung der Poren werden hohe Schichtstärken h , eine reduzierte Schmelzefließfähigkeit η durch schlechte Materialqualität, die Inhomogenität der Temperaturverteilung durch lokal niedrigere Temperaturen sowie eine zu geringe Energiedichte zum Aufschmelzen genannt. Dem Ansatz nach, dient die neu aufgetragene Schicht als thermischer Isolator, der die Lasereinwirkung in die untere Schicht durch Absorption der Laserenergie in oberflächennahen Bereichen reduziert. Zum Nachweis der Theorie führte Leigh Untersuchungen durch, bei welchen durch Halbkugelgeometrien unterschiedlicher Abmaße gezielt unterschiedliche Schichtanbindungsqualitäten und Porositäten im Anbindungsbereich eingebracht wurden. Die Ergebnisse der Versuche zeigen, dass sich für PA 11 mit abnehmender Porosität ein Übergang von einem spröden zum einem duktilen Bruchverhalten mit einem Zwischenbereich reduzierter Duktilität einstellt. Zur Erzielung einer geringen Anisotropie ist somit die Reduzierung der porösen Zwischenschicht durch Anpassung der Prozessparameter erforderlich. [222]

Somit lässt sich die Entwicklung der Bauteilstruktur beim Laser-Sintern in sechs Strukturstufen zusammenfassen, welche sich in Abhängigkeit der verschiedenen Prozessparameter und besonders des Energieeintrages einstellen, Bild 2-7. Der Versinterungsgrad steigt nach Überschreiten der Sinterschwelle in Stufe 2 (Bild 2-7a/b) mit zunehmendem Energieeintrag bis Stufe 4 (Bild 2-7b-d), um bei Erreichen der optimalen Energiedichte E_A bzw. E_V eine dichte und homogene Struktur mit geringer Restporosität ε_{Por} und optimalen mechanischen Eigenschaften (Stufe 5, Bild 2-7e) auszubilden. Bei einer weiteren Erhöhung der Energiedichte wird bei der Belichtung die Zersetzungsgrenze überschritten, wodurch sich im Bauteil runde Poren mit eingeschlossenem Zersetzungsgas bilden und die Porosität ε_{Por} wieder ansteigt, Stufe 6, Bild 2-7f. [28, 76, 87, 124, 218-222]

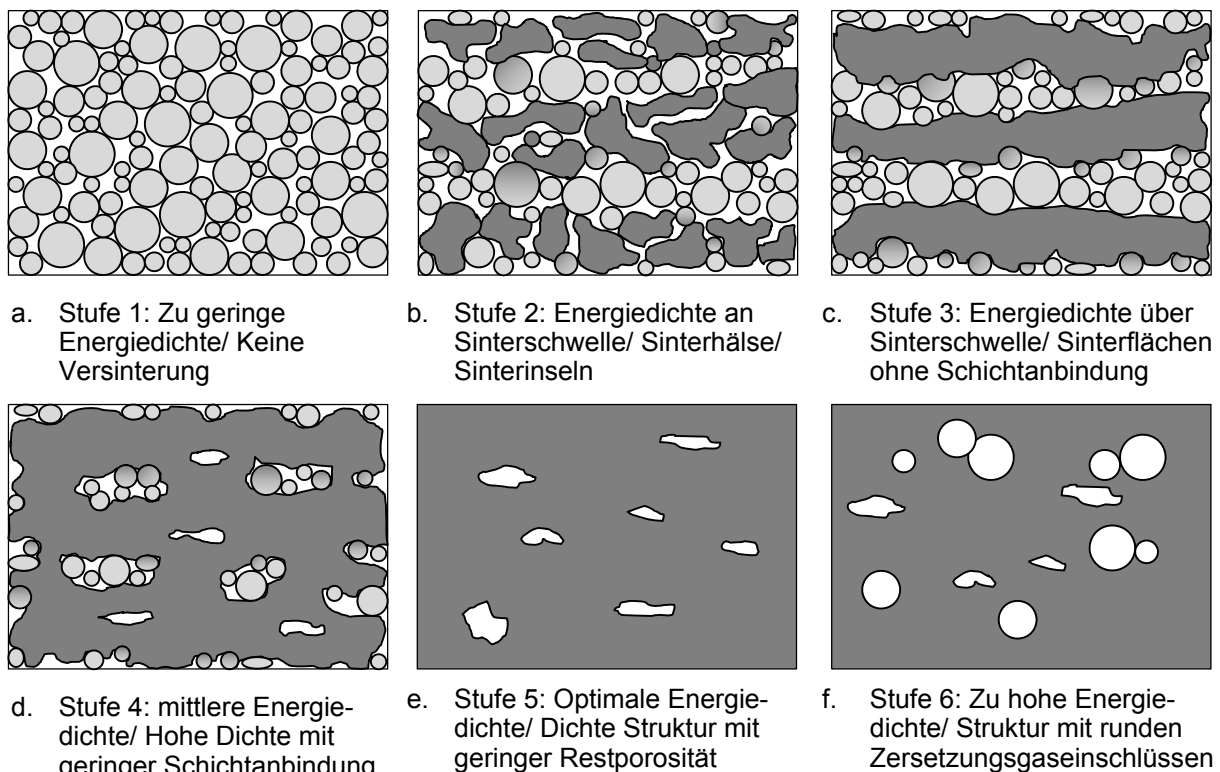


Bild 2-7: Schematische Bauteilstruktur lasergesinteter Bauteile in Abhängigkeit des Energieeintrages

Die beschriebenen Bauteilstrukturmodelle erläutern somit die Ursachen für das Auftreten einer ausgeprägten Anisotropie beim Laser-Sintern. In Bild 2-8 wurden zur Abschätzung der Auswirkungen der unterschiedlichen Strukturstufen die Ergebnisse verschiedener Studien zur Anisotropie lasergesinterter PA 12-Bauteile als Funktion der Volumenenergiedichte E_V , soweit diese ermittelbar ist, gegenübergestellt [10, 35, 38, 44, 47, 79, 88, 165, 167, 223-225].

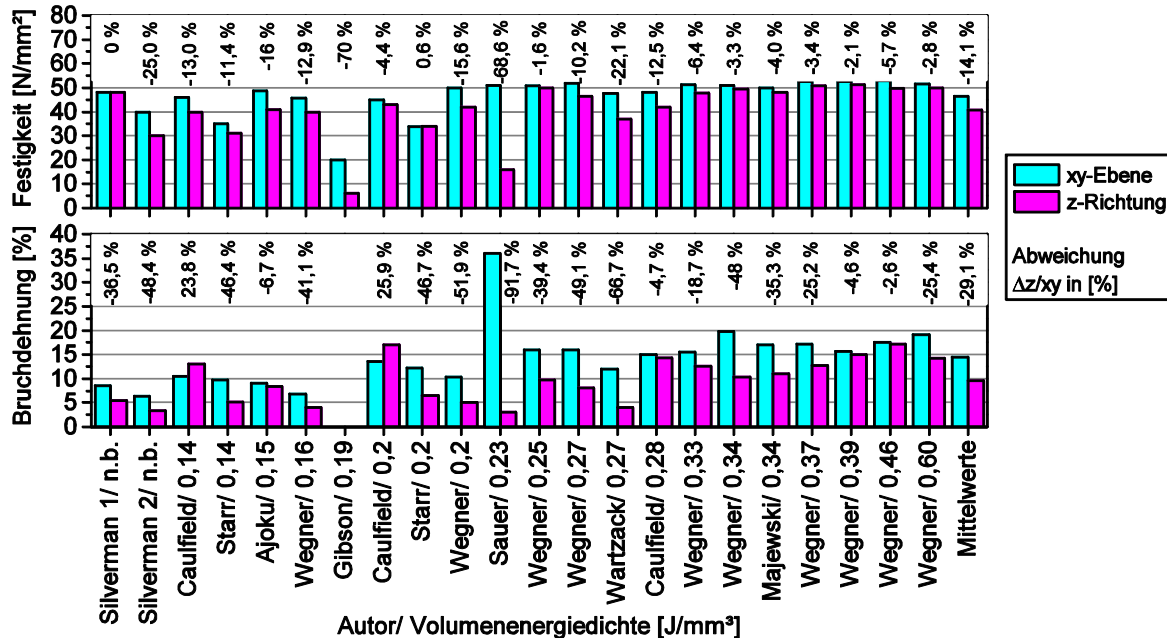


Bild 2-8: Zusammenfassung der Kennwerte und prozentualen Abweichungen aus verschiedenen Studien zur Anisotropie lasergesinterter Bauteile (Silverman [223], Caulfield [167], Starr [165], Ajoku [224], Wegner [35, 38, 44], Gibson [88], Sauer [47, 79], Wartack [10], Majewski [225])

Für diesen rein qualitativen Vergleich bleiben verwendete Pulverqualitäten oder Unterschiede in der Probenklimatisierung unberücksichtigt. Die Auswertung der Studien zeigt, dass besonders für die Zugfestigkeit σ_M und die Bruchdehnung ε_B eine Anisotropie der Zugeigenschaften in Abhängigkeit der jeweiligen Bauteilstruktur auftritt, während die Abweichungen zwischen Bauebene und Aufbaurichtung für den E-Modul stets unter $\Delta E_{0,xz} = 5 \%$ liegen und hier somit ein nahezu isotropes Verhalten vorliegt [44]. Dagegen beträgt die gemittelte Abweichung für die Festigkeit $\Delta \sigma_{0,xz} = 14,1 \%$ und für die Bruchdehnung sogar $\Delta \varepsilon_{0,xz} = 29,1 \%$, vgl. Bild 2-8. In den meisten Fällen liegt hierbei der Kennwert innerhalb der Bauebene höher als in Aufbaurichtung, was auf die ausgeführte Problematik der Schichtanbindung zurückzuführen ist. Ein signifikanter Unterschied von diesem Verhalten ergab sich in der Studie von Caulfield, in welcher über einen großen Energiedichtebereich signifikant höhere Bruchdehnungen in Aufbaurichtung ermittelt wurden [167]. Eine Erklärung hierfür kann weder anhand der Ausführungen von Caulfield selbst noch durch andere Veröffentlichungen gefunden werden, da ein ähnliches Verhalten in keiner anderen Studie beobachtet wurde. Nachdem für diese Ergebnisse keine nachvollziehbare Erklärung vorliegt, werden die Werte für weitere Auswertungen als Ausreißer betrachtet. Werden die Abweichungen und Kennwerte in Abhängigkeit der Volumenenergiedichte ausgewertet, zeigt sich, dass für die Festigkeit ab einem Energieeintrag von $E_V \approx 0,25 \text{ J/mm}^3$ in den meisten Studien für beide Orientierungen hohe Werte im Bereich von etwa $\sigma_M = 50 \text{ N/mm}^2$ erreicht werden. Gleichzeitig liegt die Abweichung zwischen den Orientierungen in diesem Bereich zumeist unter $\Delta \sigma_{0,xz} = 10 \%$. Besonders die Untersuchungen von Gibson [88] und Sauer [47, 79] zeigen eine sehr ausgeprägte, von den anderen Studien stark abweichende Anisotropie von über $\Delta \sigma_{0,xz} = 60 \%$. Beide verwendeten für ihre Versuche eine DTM Sinterstation 2000, welche als erste kommerzielle Laser-Sinter-Anlage noch für einen sehr starken Beschlag des Laser-Windows bekannt ist. Die damit besonders bei langen Prozessen verbundene Reduzierung

der Laserleistung könnte eine Erklärung für das abweichende Verhalten liefern. Derartige Effekte stellen noch in heutigen Anlagensystemen ein signifikantes Problem mit Laserleistungsabnahmen um bis zu 10 % dar, wie Untersuchungen von Fulcher in [226] belegen.

Im Vergleich zur Festigkeit ergeben sich für die Bruchdehnung ε_B deutlich höhere Abweichungen zwischen den Orientierungen. Ab einer Energiedichte von $E_V = 0,33 \text{ J/mm}^3$ erfolgt zum Teil eine deutliche Reduzierung der Anisotropie auf Werte zwischen $\Delta\varepsilon_{O,xz} = 2,6$ und 25 %. Trotzdem treten auch im Bereich hoher Energiedichten vereinzelt Abweichungen von bis zu $\Delta\varepsilon_{O,xz} = 50$ % auf. Somit scheint die Energiedichte nicht allein ausschlaggebend für eine geringe Anisotropie zu sein. Gleichzeitig deutet der Anstieg der Anisotropie für die höchste Energiedichte im Vergleich auf einen Einfluss durch Zersetzungseffekte hin, zumal der Energiedichtewert deutlich über der von Jain [227] bzw. von Vasquez [136] ermittelten Zersetzungsgrenze liegt. Zusätzlich zeigt der Vergleich selbst für hohe Energiedichten deutliche Unterschiede zwischen den einzelnen Bruchdehnungswerten. Insbesondere die Bruchdehnung in Aufbaurichtung stellt aufgrund der Abhängigkeit von der Qualität der Schichtanbindung eine besonders stark auf Prozesseinflüsse reagierende Größe und damit eine wichtige Qualitätskenngröße für den Laser-Sinter-Prozess dar.

Die niedrigsten von Wegner in [44] unter Nutzung von Doppelbelichtungsstrategien ermittelten Abweichungen zeigen, dass homogene mechanische Eigenschaften für lasergesinterte Bauteile erreicht werden können. Auch andere Studien von Griesbach [46, 228] oder Usher [166] belegen, dass durch Anpassung der Prozessparameter und besonders durch Doppelbelichtungen die Anisotropie reduziert werden kann. Jedoch wird hierdurch aufgrund der zusätzlichen bzw. zumeist doppelten Scanzeit die Wirtschaftlichkeit deutlich herabgesetzt.

2.2.6 Korrelationen von Einflussgrößen und Bauteileigenschaften

Das in Bild 2-2 dargestellte Ishikawa-Diagramm verdeutlicht anschaulich die Komplexität der Einflüsse auf den Laser-Sinter-Prozess. Einige der Faktoren üben einen besonders starken Effekt auf den Prozess aus, während andere nur geringe Auswirkungen haben oder als qualitätssenkende Störgrößen wirken. Um den Prozess und die diesen bestimmenden Zusammenhänge und Korrelationen zu verstehen, wurde in diversen Veröffentlichungen der Einfluss verschiedener Parameter auf die Bauteileigenschaften und den Prozessverlauf untersucht. In Tabelle 2-2 und Tabelle 2-3 sind entsprechende Studien zu den mechanischen Eigenschaften und zur Bauteildichte unter Angabe der betrachteten Größen sowie der verwendeten Versuchsmethoden zusammengefasst. Zusätzlich werden in den einzelnen Studien – soweit auswertbar bzw. betrachtet – Haupteinflüsse identifiziert bzw. die einzelnen Versuche im Bezug auf Faktorwechselwirkungen und nicht lineare Einflüsse bewertet.

Die ausgewerteten Studien (Tabelle 2-2 und Tabelle 2-3) dokumentieren auch hier die Fokussierung auf Polyamid 12, während nur selten alternative Laser-Sinter-Materialien betrachtet wurden [50, 76, 87, 109, 114, 124, 188, 229-230]. Zudem zeigt sich ein deutlicher Schwerpunkt bei den untersuchten Faktoren, die sich wie beispielsweise in [45, 79, 88, 166] insbesondere auf die Größen der Energiedichteformel (Gleichung 2-2) konzentrieren. Zumeist wurden daher die Laserleistung P , der Hatchabstand h , die Scangeschwindigkeit v sowie die Schichtdicke s oder der Energiedichtewert E_A bzw. E_V an sich variiert. Für die mechanischen Eigenschaften wurden zudem oftmals unterschiedliche Orientierungen und Pulverqualitäten betrachtet [34-35, 47, 165]. Die Auswertungen belegen, dass diese Parameter häufig einen sehr großen Einfluss auf das Prozessergebnis haben. Aber auch für andere Faktoren, wie die Belichtungsanzahl oder die Pulverbetttemperatur T_P , ergeben sich signifikante Prozesseinflüsse [44-46, 231].

Die Autoren der einzelnen Studien verwenden für ihre Untersuchungen zum Teil sehr unterschiedliche Ansätze. Viele nutzen zur Ermittlung von Zusammenhängen Einzelversuche mit nur einer variierten Größe wie Gibson [88], Sauer [47] oder Kaddar [45]. Andere nutzen zwei- oder mehrstufige Versuchspläne, wobei unterschiedlichste Versuchsmethoden angewendet wurden [44, 109, 232-233, 236]. Die Ergebnisse verdeutlichen hier, dass die Zusammenhänge beim Laser-Sintern nur bei sehr kleinen Faktorstufenabständen als linear angenommen werden können, wie die Ergebnisse von Ajoku in [234] oder Zarringhalam in [139] belegen. Dagegen treten in größeren Parameterbereichen oftmals nicht lineare Effekte auf. Diese Nicht-Linearität besteht besonders für die Laserleistung P und die Energiedichte E_V , wie unter anderem in [76, 87-88, 124, 167] gezeigt wurde. Die Arbeiten von Kaddar im Bereich der mechanischen Eigenschaften mit großen Parametervariationsbereichen belegen diesen Effekt zusätzlich für den Hatchabstand h , die Scangeschwindigkeit v sowie für die Schichtdicke s [45]. Andere Studien weisen dieses Verhalten auch für die Orientierung oder das Pulveralter [34-35, 47, 233, 237] nach. Rechtenwald fand zusätzlich auch für die Bauteildichte ρ_B nicht lineare Zusammenhänge bei Variation der Pulverbetttemperatur T_P , der Schichtdicke s sowie des Hatchabstandes h [76]. Zusätzlich zeigen die wenigen Untersuchungen, bei welchen Faktor-Wechselwirkungen berücksichtigt wurden, dass auch diese einen signifikanten Einfluss auf die Prozessergebnisse ausüben können [44, 109, 229, 236].

Aus den aufgeführten Studien kann für die mechanischen Eigenschaften sowie die Bauteildichte abgeleitet werden, dass besonders eine Erhöhung der Energiedichte durch Variation einer der enthaltenen Einzelgrößen zu einer Steigerung der Kennwerte führt, wobei für sehr hohe Energieeinträge zum Teil wieder ein Absinken der Kennwerte beobachtet werden kann [28, 45-46, 167]. Zusätzlich führen für die Bauteildichte und vor allem für die mechanischen Eigenschaften hohe Pulverbetttemperaturen [46-47, 76], möglichst horizontal orientierte Bauteile [46-47, 165], Mehrfachbelichtungen [45, 139] sowie gute Materialqualitäten [35, 47, 233] zu hohen Kennwerten. Die Auswertung der einzelnen Optimierungen (Tabelle 2-2 und Tabelle 2-3) ergibt, dass höchste mechanische Eigenschaften etwa in einem Energiedichtebereich zwischen $E_V = 0,25$ und $0,45 \text{ J/mm}^3$ und maximale Dichten oberhalb von $E_V \approx 0,2 \text{ J/mm}^3$ zu erwarten sind.

Weitere Untersuchungen betrachten als Zielgrößen die Oberflächenrauheit oder -qualität bzw. die Maß- und Formhaltigkeit lasergesinterter Bauteile. Teilweise wurden diese Größen parallel zu den mechanischen Bauteileigenschaften sowie der Bauteildichte analysiert, wie beispielsweise von Sauer in [47], Kaddar in [45] oder Ghanekar in [232]. Andere Studien von Pham [151], Reddy [240], Bacchewar [241], Wegner [242], Tumer [243] oder Sachdeva [244] untersuchen ausschließlich Einflüsse auf die Oberflächenqualität, welche entweder durch den Grad der Orangenhaut oder durch die Rauheit definiert wird. Die Ergebnisse zeigen, dass neben den Einstellungen zum Belichten der Bauteilkontur wie Fill-Laserleistung P , Hatchabstand h und Fill-Scangeschwindigkeit v vor allem auch der Energieeintrag beim Scannen der Bauteilumrandung, die Schichtdicke s sowie im besonderen Ausmaß die Flächenorientierung die Oberflächenqualität bestimmt [45, 240-243]. Auch für die Form- und Maßhaltigkeit ergeben sich vielfältige Einflüsse, wobei neben den von anderen Zielgrößen bekannten Einflussgrößen [229, 236, 245-249] zusätzlich weitere Faktoren wie die Laser On-Off-Zeiten [247], die Bauteilgröße [246] oder die Scanvektorenlänge L_S [47, 245] sich stark auf die Kennwerte auswirken. Wiederum zeigen die Untersuchungen für die Oberflächenqualität sowie für die Maß- und Formhaltigkeit komplexe Prozesszusammenhänge mit multiplen Faktorwechselwirkungen sowie einem nicht linearen Verhalten [236, 241-243, 246-247, 249].

Zusätzlich ergeben sich Einflüsse durch die Schichtzeit t_s . Bei großen Zykluszeitsprüngen innerhalb eines Bauteiles können sich durch unterschiedliches Schwindungsverhalten Absätze entlang der Aufbaurichtung bilden. Die Schichtzeit t_s hat somit einen signifikanten Einfluss auf den Temperaturhaushalt im Bauteil und wirkt sich somit auch auf die Bauteileigenschaften, insbesondere die Maßhaltigkeit, aus [218]. Auswirkungen auf die mechanischen Kennwerte wurden hier bislang nicht betrachtet, könnten aber durch die Änderung des Temperaturhaushaltes im Bauteil auftreten.

Insgesamt betrachtet, liegt durch die zahlreichen Untersuchungen umfangreiches Wissen über die Wirkung einzelner Einflussfaktoren auf den Prozess vor. Die angewandten Versuchspläne konzentrieren sich jedoch zumeist auf die Ermittlung von Zusammenhängen unter Nutzung möglichst niedriger Versuchsanzahlen. Faktorwechselwirkungen unter gleichzeitiger Betrachtung von Nicht-Linearitäten können jedoch durch die oftmals eingesetzten Einzelversuche, orthogonalen Felder nach Taguchi oder 2-stufigen faktoriellen Versuchsplänen nicht erfasst werden, womit in diesem Bereich eine detaillierte Beschreibung der Prozesszusammenhänge für die Haupteinflussgrößen fehlt.

2.2.7 Inline-Prozessüberwachung und -analyse

Mit zunehmendem Einsatz als Serienfertigungsverfahren wird verstärkt ein Nachweis der Bauteilqualität bei additiven Prozessen gefordert [1, 22, 250], um eine fehlerfreie Konturgenerierung zu gewährleisten. So werden in der VDI-Richtlinie 3405 Blatt 1 zahlreiche Prozessgrößen genannt, welche zum Qualitätsnachweis online erfasst werden sollen [5]. Im Fokus steht hier eine Überwachung der Funktion des Laser-Scanner-Systems sowie der Prozesstemperaturen und Temperaturverteilungen, welche sich durch die verschiedenen Heizelemente ergeben. Zusätzlich soll eine Dokumentation der Umgebungsbedingungen sowie der Zeiten einzelner Prozessschritte erfolgen. Weiter zu überwachende Prozessschritte stellen die Qualität des Schichtauftrages, die Genauigkeit der Plattformabsenkung sowie die optische oder thermische Erfassung des Schmelzbildes dar. Die Richtlinie regt somit an, eine Online-Überwachung dieser Größen in künftigen Anlagensystemen zu ermöglichen.

Basierend auf diesen Trends wurden in den letzten Jahren verschiedene Prozessüberwachungssysteme und erste Regelungssysteme für Additive Fertigungsverfahren entwickelt. Gleichzeitig wurden in zahlreichen Publikationen eingebrachte Messsysteme als Inline-Prozessanalyse zur Erfassung von Prozessdaten verwendet.

Aktivitäten an der Katholischen Universität Leuven führten zur Entwicklung eines ersten Prozessüberwachungssystems für den Strahlschmelzprozess. Dieses nutzt die Messwerte einer CMOS-Kamera und einer Photodiode, um Aussagen über die Temperatur im Schmelzepool und dessen Größe abzuleiten [251-253]. Basierend auf dem System wurden aktive Regelungsmechanismen zur Anpassung der Laserleistung beim Scannen entwickelt, um beispielsweise die Prozessführung bei der Herstellung von beim Strahlschmelzen kritischen Überhangstrukturen zu optimieren [252, 254]. Dieses System wurde mittlerweile durch die Firma Concept Laser kommerzialisiert. Einen ähnlichen Aufbau zur Messung der Fokustemperaturen entwickelte Chivel in [255] zur Untersuchung der Schmelzetemperaturen sowie der Fokusgröße bei der Verarbeitung von Titan. Arcam hat ein System patentiert, welches die Strahlleistung auf Basis von gemessenen Oberflächentemperaturen regelt [256].

Einen anderen Ansatz zur Prozessüberwachung beim Strahlschmelzen realisierten Kleszczynski und zur Jacobsmühlen in [257-258]. Sie nutzen ein hochauflösendes optisches Kamerasystem zur Überwachung des Pulverauftrages und der Schweißbahnen sowie zur Identifizierung von Prozessfehlern, welches in [259] mit einem System zur Schwingungsaufnahme unter Korrelation beider Messmechanismen kombiniert wird. Krauss [260] und

Schwertfeger [261] untersuchen jeweils die Anwendbarkeit der Infrarotthermografie zur Identifikation von Prozessfehlern beim Laserstrahlschmelzen bzw. beim Elektronenstrahlschmelzen.

Zur Überwachung des Laser-Sinter-Prozesses wird von Hausotte ein System auf Basis von Streifenlichtprojektion und Weißlichtinterferometrie aufgebaut, um die aufgeschmolzenen Bereiche zu vermessen [53, 262]. EOS entwickelt zur Überwachung des Schichtauftrages und der aufgeschmolzenen Konturbereiche ein optisches System, welches die Erfassung von Konturen auf der Pulverbetttoberfläche erlaubt [263]. Alternative, patentierte Überwachungssysteme beinhalten die Überwachung der Temperatur durch eine IR-Kamera statt des üblichen Pyrometers [264-265] oder die Überprüfung des Schichtzustandes sowie der verfestigten Bereiche durch IR-Strahlungsbilder [266].

Dabei werden berührungslose Temperaturmesssysteme nicht nur zur Überwachung des Prozesses eingesetzt, sondern auch zur Charakterisierung der Temperaturunterschiede auf der Baufeldoberfläche genutzt. Typische Temperaturschwankungen auf der Pulverbetttoberfläche liegen für eine EOS EOSINT P390 bei $\Delta T_{P_{max}} \approx 8 \text{ K}$ [27, 234], für eine EOS EOSINT P700 bei $\Delta T_{P_{max}} \approx 7 \text{ K}$ [200-201] bzw. für eine DTM Sinterstation 2500 bei $\Delta T_{P_{max}} = 10$ bis 15 K [267-268]. Verschiedene Untersuchungen belegen die Auswirkung derartig großer Temperaturschwankungen auf den Laser-Sinter-Prozess, wie Studien von Goodridge [42], Wegner [38], Drummer [158-159], Stein [15] oder Griebach [46] verdeutlichen. Durch die Temperaturunterschiede ergeben sich schwankende mechanische Eigenschaften, Bauteildichten sowie Bauteilabmaße, welche zum Teil vom Temperaturverlauf auf der Pulverbetttoberfläche abhängen [38]. Zudem können die Temperaturunterschiede bei alternativen Laser-Sinter-Materialien wie für PA 11 oder UHMWPE zu besonders starken Abweichungen der Kennwerte bzw. zu generellen Problemen bei der Bauteilherstellung durch Auftreten von starkem Curl führen [42]. Zur Reduzierung derartiger Effekte finden optimierte Multizonen-Heizsysteme mit geringeren Temperaturdifferenzen auf der Pulverbetttoberfläche $\Delta T_{P_{max}}$, wie sie von Integra [14, 27, 265], bei welchem auch eine aktive Online-Regelung der Einzelzonen im Prozess möglich ist [265], LSS oder EOS für die Formiga P110 entwickelt wurden, zunehmend Verbreitung.

Die hierbei angewendeten berührungslosen Temperaturmessmethoden basieren auf der Tatsache, dass Körper mit einer Temperatur oberhalb des absoluten Nullpunktes Wärmestrahlung aussenden. Nach dem Stefan-Boltzmann'schen Gesetz (Gleichung 2-15) hängt die vom Körper ausgesendete Wärmemenge M von der vierten Potenz der Körpertemperatur T ab. Die Wellenlänge der bevorzugt ausgesendeten Strahlung λ_{max} korreliert mit dem Kehrwert der Körpertemperatur. Dieser Zusammenhang wird durch das Wien'sche Verschiebungsgesetz nach Gleichung 2-16 beschrieben. Die ausgesendete Wellenlänge λ sinkt somit mit zunehmender Körpertemperatur T . Trotzdem liegen die Wellenlängen auch für Temperaturen über 1000 °C im infraroten Wellenlängenbereich, weshalb zur berührungslosen Temperaturmessung zumeist IR-Messsysteme eingesetzt werden. [197, 269-272]

$$M = \sigma \cdot T^4 \text{ mit Boltzmann-Konstante } \sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}^4} \quad 2-15$$

$$\lambda_{max} = \frac{2896 \mu\text{m} \cdot \text{K}}{T} \quad 2-16$$

Das Spektrum der ausgesendeten Strahlung folgt hierbei dem Plank'schen Strahlungsgesetz, welches die spezifische spektrale Ausstrahlung M_λ in Abhängigkeit der Temperatur T und der Wellenlänge λ darstellt (Gleichung 2-17) [269, 271].

$$M_\lambda = \frac{c_1}{\lambda^5 \cdot \left(e^{\left(\frac{c_2}{\lambda \cdot T} \right)} - 1 \right)} \text{ mit } c_1 = 3,74 \cdot 10^{-16} \text{ W} \cdot \text{m}^2 \text{ und } c_2 = 1,44 \cdot 10^{-2} \text{ K} \cdot \text{m} \quad 2-17$$

Die Formelzusammenhänge beschreiben hierbei die Gesetzmäßigkeiten eines Modellkörpers mit idealen Strahlungseigenschaften, einem sogenannten schwarzen Strahler [269]. Das Vermögen eines Körpers, Infrarotstrahlung auszusenden, wird durch den Emissionsgrad ε angegeben, wobei ein Emissionsgrad von $\varepsilon = 1$ einen schwarzen Strahler charakterisiert. Reale Körper weisen demgegenüber in Abhängigkeit der Wellenlänge niedrigere Emissionsgrade ε auf. Diese werden durch die Materialzusammensetzung, die Oberflächenrauheit und die Objekttemperatur des Körpers sowie den Betrachtungswinkel zur Normalen der Fläche beeinflusst [270]. Nach dem Kirchhoff'schen Gesetz ist die wellenlängenspezifische Emissions- ε_λ und Absorptionsfähigkeit A_λ eines Körpers gleich, Gleichung 2-18. An einem realen Körper kann Strahlung ebenfalls reflektiert oder transmittiert werden, während diese Wechselwirkungsarten für einen schwarzen Strahler entfallen [197, 269, 271-272].

$$\varepsilon_\lambda = A_\lambda \quad 2-18$$

Bei einer berührungslosen Temperaturmessung sind nicht ausschließlich die vom Körper ausgesendeten Strahlungsanteile auszuwerten. Zusätzlich müssen Strahlungsanteile der Umgebung, welche am Körper reflektiert oder durch diesen transmittiert werden, sowie Einflüsse der Messstrecke zwischen Messsystem und Objekt berücksichtigt werden. Auf Basis der thermografischen Grundgleichung kann die Objekttemperatur $\vartheta_{\text{Objekt}}$ für einen nichttransparenten Körper mit dem Emissionsgrad ε , wie es das Pulverbett beim Laser-Sintern ab einer bestimmten Dicke darstellt, nach Gleichung 2-19 ermittelt werden. [270]

$$\vartheta_{\text{Objekt}} = \Phi^{-1} \left(\frac{\frac{\Phi_{\text{Messung}} - (1 - \tau_{\text{Pfad}}) \cdot \Phi(\vartheta_{\text{Pfad}})}{\tau_{\text{Pfad}}} - (1 - \varepsilon) \cdot \Phi(\vartheta_{\text{Umgebung}})}{\varepsilon} \right) \quad 2-19$$

mit der vom Messsystem detektierten Strahlung Φ_{Messung} , dem Transmissionsgrad der Messstrecke τ_{Pfad} , der Eigenstrahlung der Messstrecke $\Phi(\vartheta_{\text{Pfad}})$, der Messstreckentemperatur ϑ_{Pfad} , der Umgebungsstrahlung $\Phi(\vartheta_{\text{Umgebung}})$ und der Umgebungstemperatur $\vartheta_{\text{Umgebung}}$

Bei kurzen Abständen zwischen Messsystem und Messobjekt hat die Atmosphäre der Messstrecke einen vernachlässigbar geringen Einfluss auf das Messergebnis, sofern keine erhöhte Absorption in Spektralbereich des Messsystemes vorliegt. Werden dagegen Schutzfenster, zur Trennung von Mess- und Umgebungsatmosphäre oder zum Schutz der Kamera von hochenergetischer Strahlung in die Messstrecke eingebracht, muss dessen Strahlungsverhalten bei der Auswertung berücksichtigt werden. [270]

IR-Temperaturmessungen bergen oftmals die Gefahr einer Fehlinterpretation durch Messabweichungen. Infrage kommen verschiedene Auslöser. Häufige Fehlerquellen sind eine ungenaue oder falsche Bestimmung des Emissionsgrades, unzureichende Informationen über die Umgebungsbedingungen, die Messstrecke und den Messaufbau oder vernachlässigte Störstrahlungsquellen [271]. Um einen negativen Einfluss auf die Qualität des Messergebnisses zu vermeiden, sollten die einzelnen Größen möglichst exakt bestimmt werden. Eine Falscheinstellung des Emissionsgrades verfälscht die gemessene Temperatur am stärksten. Je niedriger der Emissionsgrad eines Körpers und umso höher dessen Temperatur ist, desto stärker ist die Messabweichung [270-271]. Dieser Effekt verstärkt sich im Falle einer Unterschreitung des realen Wertes. Zusätzlich können unzureichend bestimmte

Umgebungsbedingungen eine Verfälschung der Messwerte verursachen, wobei der Effekt mit steigender Objekttemperatur und zunehmendem Emissionsgrad reduziert wird [271]. Ferner beeinflusst die geometrische und bei schnellen Prozessen auch die zeitliche Auflösung das Messergebnis. Bei kleinen Messobjekten, wie beispielsweise dem Fokus eines Lasers, sollte das Objekt mindestens dreimal größer als die geometrische Auflösung eines Pixels auf der Messoberfläche sein, um die Temperatur sicher erfassen zu können [270-271], Gleichung 2-20. Bei sehr schnellen Prozessen resultiert aus einer unzureichenden zeitlichen Auflösung eine Temperaturmittelung, wodurch kurzfristige Temperaturpeaks kälter erfasst werden. Auch der Messaufbau beeinflusst die Qualität der Messergebnisse. Nach Angaben von IR-Kameraherstellern sollte der Betrachtungswinkel nicht mehr als 30° von der Flächennormalen abweichen, um eine Beeinflussung des Messwertes durch Veränderung des Emissionsgrades zu vermeiden. Ergebnisse von Sun, Nöken und Hänsch belegen, dass die spektrale Absorption und damit auch die spektrale Emission besonders für Winkel über 45° zur Normalen zu Gunsten der Reflexion stark abnehmen [50, 170, 177, 197].

$$\text{Objektgröße} \geq 3 \cdot \text{IFOV} \cdot L$$

2-20

mit geometrischer Auflösung des Objektivs IFOV in mrad, Messabstand L

Basierend auf dieser Theorie dienen IR-Temperaturmesssysteme beim Laser-Sintern der Erfassung der Vorgänge während des Aufschmelzens durch den Laser. Oftmals wurden jedoch die beschriebenen Problematiken nur unzureichend berücksichtigt. Untersuchungen beim Strahlschmelzen von Titan zeigen, dass hier Temperaturen bis zu 2000 K erreicht werden [255, 273-274]. Trotz unterschiedlicher Messaufbauten konnten hier ähnliche Prozesstemperaturen ermittelt werden, wobei ein direkter Vergleich zwischen den Studien nicht möglich ist. Vor allem die Studie von Price birgt aufgrund des hohen Betrachtungswinkels bei der Messung durch das Frontfenster, der niedrigen zeitlichen Auflösung von nur 60 Hz sowie der Abschätzung des Emissionsgrades gleich mehrere Unsicherheiten [273].

Untersuchungen zum Laser-Sintern zeigen oftmals größere Unterschiede zwischen den einzelnen Messreihen. Begründet werden kann dies durch die verschiedenen oftmals nicht optimalen Messaufbauten, welche die Qualität der Messung negativ beeinflussen. Keller führte in [78] Temperaturmessungen unmittelbar nach der Belichtung in Abhängigkeit von verschiedenen Parametereinstellungen und Energiedichten durch, wobei sich die Haupteinflüsse durch die Laserleistung, die Belichtungsgeschwindigkeit, den Hatchabstand sowie die Energiedichte ohne signifikante Wechselwirkungen ergeben. Die Ergebnisse zeigen für das untersuchte PA 11 eine mit steigender Flächenenergiedichte lineare Zunahme der Temperatur. Dabei wurden für kürzere Scanvektorklängen jeweils deutlich höhere Temperaturen von bis zu 275 °C erfasst als für lange Scanvektoren mit maximal ca. 180 °C. Ähnliche Tendenzen wurden auch für die anderen betrachteten Materialien gefunden. Allerdings wurden die Aufnahmen bei Raumtemperatur und ohne Schutzgasatmosphäre durchgeführt, was eine Übertragung auf reale Prozessbedingungen erschwert. Nöken untersuchte in [50] die Oberflächentemperaturen und die Schmelzetemperaturen bei der Verarbeitung von Polystyrol. Diese Studie bestätigt, dass die Ergebnisse von Keller auch unter Prozessbedingungen zutreffen. Die maximal gemessenen Temperaturen liegen etwa bei $T_{S,max} = 220$ °C, wodurch die gemessenen Temperaturen nicht mit den beobachteten Zersetzungseffekten bei dieser Parametereinstellung korrelieren. Eine mögliche Ursache hierfür liefert der gewählte ungünstige Messaufbau mit einer Messung durch das Anlagensichtfenster (Laserschutzfenster) mit einer Transmission von nur 25 % und einem Winkel von 60° zur Senkrechten. Zusätzlich wurde der Emissionsgrad ohne Bestimmung auf 0,9 festgelegt. Gao fand in Thermografiemessungen ebenfalls für die Verarbeitung von Polystyrol wesentlich höhere Temperaturen als Nöken von bis zu $T_{S,max} = 350$ °C, ohne jedoch den genutzten Messaufbau im Detail zu beschreiben [275]. Der Vergleich der beiden Studien verdeutlicht jedoch

anschaulich die hohe Bedeutung der Messbedingungen bezüglich der Aussagekraft der Messergebnisse.

In [267] wurde der Messaufbau von Nöken optimiert. Statt durch das Anlagensichtfenster der verwendeten DTM Sinterstation 2500 zu messen, wurde dieses durch einen Aufbau mit integriertem Sichtfenster aus Zink-Selenid ersetzt, welches eine sehr hohe Transmission im Bereich der Kamerawellenlängen aufweist. Versuche von Yuan in [268] für PA 12 zeigen im aufgeschmolzenen Bereich Temperaturen zwischen 300 °C und 400 °C, ohne einen genauen Zusammenhang mit den Prozessbedingungen aufzustellen. Der große Betrachtungswinkel wurde jedoch auch hier beibehalten. Untersuchungen von Cottrill und Kumpaty in [48-49] für PA 12 unter Verwendung eines pulveroberflächennah platzierten Pyrometers zeigen einen linearen Zusammenhang zwischen Laserleistung und Schmelzetemperatur. Eine exakte Aussage bezüglich der realen Temperaturen beim Aufschmelzen ist jedoch auch hier nicht möglich, da durch den großen Messfleck des Pyrometers von 25 mm nur mittlere Temperaturen in großen Bauteilquerschnitten gemessen und somit keine Werte oberhalb der Schmelzetemperatur gefunden wurden [48-49]. Eine erste Studie von Wegner betrachtete ebenfalls die Schmelzetemperaturen bei der Verarbeitung von Polyamid 12 [276-277]. Die Ergebnisse belegen die linearen Zusammenhänge zwischen Temperatur und Laserleistung bzw. Energiedichte sowie eine starke Abhängigkeit von der Scanvektorlänge. Die gemessenen Temperaturen liegen je nach Energieeintrag zwischen $T_{S,max} = 200$ °C und 300 °C. Trotz Verbesserung der Messbedingungen gegenüber den vorherigen Studien mit einem Betrachtungswinkel von nur 23° ist aber auch hier die optische Auflösung mit 0,35 mm und die zeitliche Auslösung mit 700 Hz nicht ausreichend, um die Temperaturen innerhalb des Laser-Fokus bei Scangeschwindigkeiten von über $v = 5000$ mm/s sicher zu erfassen.

Die gemessenen Temperaturen liegen zum Teil deutlich unter den durch Simulation ermittelten Maximaltemperaturen (Kapitel 2.2.3). Einen direkten Vergleich erlauben lediglich die Arbeiten von Nöken [50]. Die extrem hohen berechneten Temperaturen von bis $T_{S,max} = 600$ °C konnten aber auch hier durch die Messungen nicht verifiziert werden. Anders als bei den Simulationsmodellen wurden die meisten experimentellen Untersuchungen an teilkristallinen Thermoplasten durchgeführt. Die Aussagekraft der verschiedenen Studien zur Temperaturmessung ist jedoch oftmals aufgrund einer unzureichenden Absicherung der Messbedingungen wie durch reine Abschätzung der Emissionsgrade, große Betrachtungswinkel oder durch eine unzureichende geometrische bzw. zeitliche Auflösung eingeschränkt. Zudem fehlen oftmals entscheidende Angaben über die Messbedingungen. Eine umfassende Studie zu den Schmelzetemperaturen bei der Laser-Pulver-Interaktion mit abgesicherten Messbedingungen wurde somit bislang noch nicht durchgeführt. Zur Absicherung der unterschiedlichen Prozesssimulationsmodelle sowie zum Verständnis der Vorgänge während des Laser-Sinter-Prozesses sind derartige Aussagen jedoch unerlässlich.

2.3 Zusammenfassung und Handlungsbedarf

Zu der in Kapitel 1 aufgeworfenen Problemstellung fasst Kapitel 2.2 themen- und problem-spezifisch den Stand der Technik zusammen. Die Ausführungen zeigen, dass trotz zahlreicher Untersuchungen grundlegende Zusammenhänge zwischen Material, Prozessführung und Bauteileigenschaften bis heute nicht vollständig erfasst und verstanden sind. Zugleich fehlt eine geeignete Korrelation mit der sich auf Basis der Prozessführung einstellenden Bauteilstruktur, welche sich insbesondere auf die Anisotropie auswirkt, vgl. Kapitel 2.2.5. Im Bezug auf Materialeigenschaften sind vor allem die Alterungsvorgänge bei der Verarbeitung von Polyamid 12 und die daraus resultierenden Einflüsse gut erforscht, wobei allerdings abschließende Aussagen zur Vermeidung bzw. zur Reduzierung des Einflusses und vor allem zur Auswirkung auf die Reproduzierbarkeit fehlen, vgl. Kapitel 2.2.2.

Im Stand der Technik wurde der Einfluss verschiedener Prozessparameter und -größen auf den Prozess und die Prozessführung untersucht. Nach Kapitel 2.2.6 üben vor allem die Laserleistung P , der Hatchabstand h , die Scangeschwindigkeit v und die Schichtdicke s bzw. die Energiedichte E_v als Korrelation der vier Größen sowie die Pulverbetttemperatur T_p einen starken Einfluss auf die Bauteileigenschaften aus. Unerwünschte Einflüsse auf die Bauteileigenschaften ergeben sich aus der Bauteilorientierung, der Bauhöhe, der Positionierung und hiermit verbunden aus der Temperaturverteilung auf der Pulverbettsoberfläche, aus der Materialqualität, der Abkühlgeschwindigkeit sowie der Schichtzeit t_s . Dennoch sind die Wirkzusammenhänge aufgrund oftmals unzureichender Betrachtungen bislang nicht vollständig beschrieben. Einflüsse wurden zumeist einzeln oder in unterschiedlicher Kombination betrachtet. Zusätzlich werden Zusammenhänge oft nur für einzelne, zum Teil sehr unterschiedliche Anlagensysteme mit stark unterschiedlichen Prozessstrategien erfasst. Die systematische Untersuchung grundlegender Zusammenhänge zwischen den aufgeführten wichtigen Parametern und den Bauteileigenschaften bzw. deren Reproduzierbarkeit unter Berücksichtigung nicht linearer Effekte sowie von Parameterwechselwirkungen bei einer gleichzeitigen Betrachtung von Störeinflüssen auf den Prozess als auch unterschiedlicher Anlagensysteme fehlt bislang im Stand der Technik. Derartige Erkenntnisse sind allerdings die Grundvoraussetzung zur Ableitung allgemeingültiger Aussagen zum Laser-Sintern sowie zur Einstellung einer robusten Prozessführung, ohne die ein erfolgreicher Einsatz des Verfahrens für Serienanwendungen weiterhin nicht branchen- und anwendungsübergreifend möglich ist.

Gleichzeitig zeigt der Stand der Technik (Kapitel 2.2.7), dass die entscheidenden Vorgänge während der Belichtung nur rudimentär verstanden sind. Vor allem die sich in der Schmelze während und nach der Wechselwirkung mit dem Laser einstellenden Temperaturen sind bislang nur in Ansätzen erforscht. Viele Untersuchungen basieren auf unzureichenden Messaufbauten, was die Aussagekraft der Ergebnisse einschränkt. Gemessene Temperaturen liegen zum Teil weit oberhalb von typischen Verarbeitungstemperaturen für Kunststoffe. Zudem lassen sich viele auftretende Effekte durch die gemessenen Temperaturen nicht erklären. Mangels geeigneter Messdaten fehlen auch kalibrierte Simulationsmodelle zur Vorhersage des Prozesses, vgl. Kapitel 2.2.4. Die aufgestellten Modelle basieren bezüglich der Temperatur oftmals auf Schätzwerten oder dienen der Berechnung der Prozesstemperaturen. Mangels geeignetem Messverfahren zur Erfassung der Temperaturen während des Prozesses sind die Werte kaum belastbar. Für ein Grundverständnis der Vorgänge beim Laser-Sintern ist jedoch die Kenntnis der sich ergebenden Temperaturverläufe unerlässlich. Nur auf dieser Basis können grundlegende Effekte während des Laser-Sinter-Prozesses aufgedeckt und mit den resultierenden Bauteileigenschaften verknüpft werden. Erst hierdurch und durch eine tiefgreifende Analyse von Prozesszusammenhängen können neue Erkenntnisse erarbeitet werden, welche die Grundlage für die Weiterentwicklung des Verfahrens, der Anlagentechnik sowie der Software und somit für eine Serienfertigung durch Laser-Sintern bilden.

Die folgenden Untersuchungen sollen daher anlagenübergreifend die wesentlichen Zusammenhänge zwischen Prozessparametern, der Bauteilstruktur und den Bauteileigenschaften ermitteln sowie auftretende Effekte auf Basis von Temperaturmessungen erklären. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse sollen Prozessparametersätze entwickelt werden, welche eine gegenüber den wichtigsten Störgrößen robuste Prozessführung mit minimalen Schwankungen der Bauteileigenschaften erlauben.

3 Werkstoffe und Anlagentechnik

3.1 Verwendete Materialien

Die Materialauswahl für die Versuche erfolgt auf Basis der Marktsituation beim Laser-Sintern. Anders als beim Spritzguss, steht für das Laser-Sintern nur eine äußerst beschränkte Materialpalette zur Verfügung (Kapitel 2.2.2), welche durch Polyamid 12 dominiert wird. Beim Laser-Sintern bildet PA 12 aufgrund seiner guten Verarbeitbarkeit den Standardmaterialtyp, welcher in fast allen Anwendungsgebieten und -branchen häufig auch als Substitutionswerkstoff für übliche Spritzgusswerkstoffe verwendet wird [278]. Dagegen wird der Polyamid-Markt bei der konventionellen Kunststoffverarbeitung bei einem Marktanteil von bis zu 97 % von Polyamid 6 und 66 dominiert, während Polyamid 12 mit anderen Polyamid-Typen nur einen kleinen Restmarktanteil von 3 % aufweist. Typische Anwendungsbereiche von spritzgegossenen oder extrudierten PA 12 sind wesentlich begrenzter als beim Laser-Sintern und liegen aufgrund seiner geringen Wasseraufnahme, seiner hohen Schlagzähigkeit und Spannungsrißbeständigkeit beispielsweise im Bereich von Lagern, Zahnrädern oder Getriebeteilen, Dichtungen sowie öl- und benzinfesten Schläuchen. [150, 279-280]

Das teilkristalline Polyamid 12 wird durch Polykondensation aus der Dodecansäure, dem Laurinlactam, generiert [279-280]. Es weist unter den Polyamiden mit nur 1,02 g/cm³ [279] die geringste Dichte und Wasseraufnahme auf und zeichnet sich als Laser-Sinter-Material durch seine hohe Festigkeit und Steifigkeit, sein gutes Langzeitverhalten und seine gute Chemikalienbeständigkeit aus [278].

Aufgrund seiner Bedeutung für das Laser-Sintern, wird für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit ein verbreiteter PA 12-Typ der Firma EOS GmbH mit der Bezeichnung PA 2200® ausgewählt. Bei dem Material handelt sich um ein in Bezug auf Schüttguteigenschaften und Schmelzverhalten optimiertes Polyamid 12-Pulver, mit einer mittleren Korngröße von 58 µm, einer Schüttdichte von 0,43 g/cm³ sowie einer Schmelztemperatur von ca. $T_M = 184\text{ °C}$ [278]. Für einen Teil der Versuche konnten bestimmte Anforderungen durch den weißen Standard-PA 12-Typ nicht abgedeckt werden. Hierzu wird das modifizierte PA 2202 desselben Herstellers verwendet, welches sich vom PA 2200 durch eine schwarze Einfärbung des Pulvers mit Ruß unterscheidet [281].

3.2 Materialaufbereitung

Zur Untersuchung der Zusammenhänge beim Laser-Sintern werden, wie von den Materialherstellern vorgeschlagen, Pulvermischungen aus Neupulver und recycelten Pulver aus vorherigen Bauprozessen verwendet. Die Mischverhältnisse werden, sofern die Versuche keine andere Methode erfordern, entsprechend der von den Anlagenherstellern vorgeschlagenen Vorgehensweise zur Auffrischung gewählt. Für eine EOS Maschine wird lediglich Altpulver und Neupulver in einem definierten Verhältnis (50 % zu 50 %) vermischt, während für eine DTM- bzw. 3D-Systems-Maschine zusätzlich das Pulver aus den Überlaufbehältern in die Auffrischstrategie (33 % zu 33 % zu 33 %) mit einbezogen wird [37]. Die Verwendung von Pulvermischungen erfolgt trotz der generell für Neumaterial gegenüber der Mischung eindeutiger definierteren Materialeigenschaften, wobei auch hier zum Teil deutliche Chargenschwankungen beobachtet werden [34]. Grund für die Wahl von Pulvermischungen ist, dass die Verwendung von reinem Neupulver in der industriellen Praxis aus wirtschaftlichen Gründen sehr unüblich ist und hierdurch die Übertragbarkeit der ermittelten Ergebnisse auf eine reale Prozessführung erschwert würde. Die Vermischung der Pulver erfolgt in einem Trommelmischer bei einer Mischzeit von jeweils 1 h. Die Qualität der hergestellten Pulvermi-

schungen wird anhand von ermittelten Kennwerten für die Schmelzefließfähigkeit unter Vergleich mit den für die Anlagen ermittelten Grenzwerten abgesichert [34-35].

Zur gezielten Einstellung einer definierten Materialqualität im Rahmen der Analyse der Störgrößen im Laser-Sinter-Prozess, werden batchweise größere Mengen einer gleichen Materialqualität hergestellt. Hierzu wird das Altpulver mehrerer Bauprozesse gesammelt und in kleineren Chargen mehrfach im Trommelmischer homogenisiert, um ein Ausgangspulver homogener Qualität zur Einstellung einer definierten Materialqualität unter Zugabe von verschiedenen Neupulver-Mengen zu erreichen.

3.3 Anlagentechnik

In Kapitel 2.1 und 2.2 werden die Unterschiede im Aufbau verschiedener Laser-Sinter-Anlagen sowie die abweichenden Prozessführungsstrategien der beiden Anlagenhersteller beschrieben. Im Rahmen der Versuchsdurchführung werden zur Erzielung einer möglichst hohen Allgemeingültigkeit sowie einer möglichst hohen Aussagekraft der Ergebnisse jeweils zwei unterschiedliche Laser-Sinter-Anlagen verwendet. Beide eingesetzten Anlagen verfügen über einen CO₂-Laser mit einer emittierten Laser-Wellenlänge von $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ und nutzen jeweils eine alternierende Kreuzbelichtung in x- und y-Richtung.

Einerseits wird eine Anlage von Typ DTM Sinterstation 2500HS aus dem Jahr 1997 verwendet. Diese repräsentiert ein System aus dem Haus DTM/ 3D-Systems mit gegenläufiger Walze zum Pulverauftrag und beheizten Pulvorratsbehältern bei Nutzung hoher Scangeschwindigkeiten. Die Bauraumgröße beträgt 380 x 330 x 420 mm [282]. Das Anlagensystem wurde im Jahr 2011 für die durchzuführenden Untersuchungen durch die Firma LSS GmbH mit einem neuen High-Speed-Laser-Scanner-System auf dem Stand der 3D-Systems Sinterstation HiQ + HS unter Verwendung eines Coherent Lasers ausgerüstet. Das implementierte System erlaubt bei Verwendung der Softwareversion SLSSystems V3.2 Scangeschwindigkeiten bis zu 12.700 mm/s sowie maximale Laserleistungen auf dem Baufeld von 70 W. Die Outline-Laserleistung und -geschwindigkeit werden für den Großteil der Versuche auf ihren Standardwerten von 5 W und 1.778 mm/s konstant gehalten. Zur Verbesserung der Stabilität der Temperatursteuerung verfügt die Maschine gegenüber der Ursprungsanlage über ein ATC (Advanced Temperature Control)-Upgrade der Firma LSS GmbH. Vor den Validierungsversuchen werden auf Basis der Versuchsergebnisse umfangreiche Umbauten am Anlagensystem zur Optimierung und Homogenisierung der Temperaturführung sowie zur Vermeidung von Laser-Window-Verunreinigungen durchgeführt. Das Advanced Temperature Guiding (ATG) genannte System wird im Detail im Anhang in Kapitel 9.2 beschrieben.

Als zweites Anlagensystem wird eine EOS Formiga P100 aus dem Jahr 2011 mit einer Bauraumgröße von 200 x 250 x 330 mm eingesetzt [283]. Anders als die DTM-Maschine erfolgt der Pulverauftrag hier durch eine gewölbte Beschichterklänge. Das Pulver wird hier oberhalb der Bauebene in einem Trichter gelagert. Die Materialzuführung erfolgt lediglich einseitig in eine Überlaufrinne bei einem Pulverauftrag aus beiden Richtungen. Das Pulver für die Rückbewegung wird hierbei bei der Hinbewegung durch die Klinge mittransportiert und durch ein Wendblech in der zweiten Überlaufrinne vor der Klinge bereitgestellt. Die Pulvervorwärmung erfolgt jeweils indirekt im Trichter und in den Rinnen durch Wärmeabgabe der Anlage bzw. durch die Heizelemente des Bauraumes. Das System verfügt über einen 30 W CO₂-Laser und erlaubt standardmäßig Scangeschwindigkeiten bis 5.000 mm/s [283]. Auch hier werden die Standardparameter für den Outlinelaser von 16 W und 1.500 mm/s im Rahmen der Untersuchungen konstant gehalten. Die Untersuchungen werden mit dem Standardanlagensystem ohne spezifische Umbauten unter Verwendung der Steuerungssoftware PSW 3.3 durchgeführt.

4 Versuchseinrichtungen und -durchführung

Um die in Kapitel 2.3 abgeleiteten Zielsetzungen zu erreichen, sind umfangreiche Untersuchungen durchzuführen. Anhand der Handlungsfelder wird hierzu eine mehrstufige Vorgehensweise abgeleitet, auf deren Basis eine Erweiterung des Prozessverständnisses erreicht werden soll. Damit übergreifende Zusammenhänge ermittelt werden können, müssen verschiedene Einzelversuche zur Material- und Bauteilcharakterisierung erfolgen. Die hierbei angewendeten Versuchseinrichtungen und -methoden werden im Folgenden erläutert.

4.1 Bestimmung von Pulver- und Materialeigenschaften

4.1.1 Schmelz-Volumenfließrate (MVR)

Zur Charakterisierung der verwendeten Materialeigenschaften sowie zur gezielten Einstellung einer bestimmten Qualität werden Viskositätsmessungen in Form der Schmelz-Volumenfließrate nach DIN EN ISO 1133-1 und 1133-2 durchgeführt [284-285]. Hierzu wird das Pulver in einem beheizbaren Zylinder verdichtet, aufgeschmolzen und unter Belastung mit einem definierten Prüfgewicht aus einer genormten Düse mit einem Durchmesser von 2,095 mm extrudiert. Der MVR-Wert beschreibt den zeitabhängigen Volumenausstrom in $\text{cm}^3/10 \text{ min}$ und bestimmt sich aus dem zurückgelegten Kolbenweg l und der Messzeit t nach Gleichung 4-1. Der MVR-Wert bildet hierbei einen zur Viskosität indirekt proportionalen Wert, welcher für relativ geringe Schwergeschwindigkeiten ermittelt wird. [286-287]

$$\text{MVR} = \frac{427 \cdot l}{t} \quad 4-1$$

Zur Durchführung der Untersuchungen wird ein MVR-Prüfgerät vom Typ Karg Industrietechnik MeltFlow @on eingesetzt. Für die Messung wird eine von EOS empfohlene Vorgehensweise mit verschärften Prüfbedingungen zur Charakterisierung von PA 12-Pulvern nach VDI 3405 Blatt 1 angewendet [5]. Hierdurch soll ein Einfluss durch die Wasseraufnahme von PA 12 von bis zu 0,7 % bei 23 °C und 50 % relativer Feuchte auf die Messergebnisse und deren Aussagekraft vermieden werden. Die MVR-Prüfung erfolgt hierbei bei einer Temperatur von 235 °C mit einem Gewicht von 5 kg. Zur Erhöhung der Messgenauigkeit wird jede Probenmenge von 4,5 g in Absprache mit EOS und in Anlehnung an deren Empfehlung mit einem Feuchtebestimmer von Typ Kern DBS 60-3 einem zweistufigen Trocknungsprozess unterzogen. Einer ersten Trocknungsstufe bei 105 °C und von 15 min Dauer folgt eine zweite Stufe von 2 min bei 150 °C. Ziel dieser zweiten Stufe ist, die Wasseraufnahme aus der Umgebungsluft während der Probeneinfüllung in das Messgerät zu reduzieren.

4.1.2 Thermogravimetrie (TG)

Die Thermogravimetrische Analyse (TGA) nach DIN EN ISO 11358 wird zur Untersuchung der Materialstabilität bei hohen Temperaturen sowie zur Charakterisierung des Zersetzungsverhaltens eingesetzt [288]. Durch TG-Messungen werden Masseänderungen infolge von Verdampfung, Zersetzung oder chemischer Reaktionen mit einer elektromagnetisch oder optoelektrisch kompensierenden Waage bestimmt [289]. Dazu wird eine Materialprobe mit einer konstanten Heizrate unter einer definierten Prüfatmosphäre auf eine Temperatur oberhalb der Zersetzungstemperatur T_z , welche für Kunststoffe typischerweise zwischen 400 °C und 600 °C liegt, aufgeheizt [287]. Als Zersetzungsbeginn wird nach DIN EN ISO 11358 der Schnittpunkt aus der Extrapolationsgeraden der Anfangsmasse und der Tangente der TG-Kurve am Punkt mit dem maximalen Gradienten, also der Onsetpunkt des Massenabfalls, definiert [288-289]. Alternativ wird sich eines Massenabfalles von 1 %, 5 %

oder 10 % zur Charakterisierung des Zersetzungsbeginns bedient [136, 289]. Diese Methodik wurde bereits in [136] und [138] zur Beschreibung der Verarbeitungsgrenzen beim Laser-Sintern eingesetzt.

Die Messungen für das im Rahmen der Arbeit verwendete PA 12-Pulver vom Typ PA 2200 werden unter Verwendung eines Gerätes vom Typ Netzsch TG 209F1 Isis bei einer Heizrate von 10 K/min, einer Maximaltemperatur von 600 °C und einer Einwaage von $8,5 \pm 1$ mg durchgeführt. Der Laser-Sinter-Prozess erfolgt zur Vermeidung von Pulverexplosionen [75] sowie zur Vermeidung eines beschleunigten thermo-oxidativen Materialabbaus [30, 62] unter Stickstoffatmosphäre mit einem nur geringen Restsauerstoffanteil (O_2) von unter 5 % [75]. Während der Bauteilgenerierung fällt der O_2 -Anteil in Abhängigkeit der Güte der Anlagenabdichtung zumeist unter 1 %. Um den Anteil des Restsauerstoffanteils auf das Zersetzungsverhalten zu analysieren, erfolgen TG-Messungen unter unterschiedlichen Atmosphärenbedingungen. Dazu werden die Masseänderungen in 100 % Stickstoff (N_2) sowie in Gasgemischen aus 4 Vol.-% bzw. 5 Vol.-% O_2 und 96 Vol.-% bzw. 95 Vol.-% N_2 gemessen. Bei dem vorliegend verwendeten Messequipment ist die Möglichkeit der Gaszuführung eingeschränkt. Aus diesem Grunde sind Messungen mit geringeren Sauerstoffanteilen nicht realisierbar. Daher wird das Zersetzungsverhalten für übliche Sauerstoffanteile in Laser-Sinter-Anlagen durch Interpolation aus den drei Einzelmesswerten berechnet. Im Rahmen der Untersuchungen wird die zugehörige Zersetzungstemperatur T_Z für einen charakteristischen Masseabfall von 1 % ermittelt. Dadurch kann bei der Definition der zulässigen Verarbeitungstemperaturbereiche auch eine geringe Materialzersetzung und Dichtereduzierung aufgrund der Lasereinwirkung ausgeschlossen werden. Die Zersetzungstemperatur wird dabei als Funktion des Sauerstoffgehaltes beschrieben.

4.1.3 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)

Durch Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) lassen sich endotherme Effekte wie Aufschmelzvorgänge oder der Glasübergang sowie exotherme Effekte wie Kristallisationsvorgänge und Zersetzung charakterisieren, um auf dieser Basis auf mögliche Verarbeitungstemperaturbereiche zu schließen [290]. Hierzu wird eine Materialprobe zusammen mit einer Referenzprobe in einer inerten Messzelle, bestehend aus einem Ofen mit gut wärmeleitender Metallscheibe und Temperatursensoren, mit einem definierten Temperaturprogramm aufgeheizt und anschließend wieder abgekühlt. Als Ausgangssignal wird die Differenz der beiden Proben Temperaturen ΔT und die daraus resultierende Wärmestromänderung $\Delta \dot{Q}$ gemessen [289-291]. Im Rahmen der Untersuchungen werden DSC-Messungen nach DIN EN ISO 11357-1 und -3 mit für den Laser-Sinter-Prozess optimierten Bedingungen durchgeführt [291-292]. Dadurch wird ein Vergleich des Schmelz- und Kristallisationsverhaltens unterschiedlich modifizierter Polyamid 12-Typen möglich. Hierzu werden Materialproben mit einer Einwaage von $10,0 \pm 0,1$ mg unter Stickstoffatmosphäre in einem DSC Gerät vom Typ Mettler Toledo DSC1/700 von 20 °C auf 220 °C mit einer Heizrate von 20 K/min aufgeheizt und anschließend mit einer Kühlrate von 2 K/min auf Raumtemperatur abgekühlt. Die von üblichen Werten abweichenden Heiz- und Kühlraten sollen in Anlehnung an Rietzel in [128] einen besseren Rückschluss auf die Bedingungen beim Laser-Sintern erlauben, bei welchem durch einen Laser mit hohen Heizraten aufgeheizt, aber nach der Belichtung nur sehr langsam abgekühlt wird.

Zusätzlich werden DSC-Messungen genutzt, um den sich im Bauteil einstellenden Kristallisationsgrad zu ermitteln. Hierzu werden Messungen mit Heizraten von 10 K/min an aus Zugstäben präparierten Proben durchgeführt. Der jeweilige Kristallisationsgrad wird aus dem Verhältnis der gemessenen Schmelzenthalpie ΔH_m zur der von Gogolewski für 100 %-kristallines PA 12 ermittelten Schmelzenthalpie ($\Delta H_m^0 = 209,3$ J/g bzw. 50 cal/g [293]) berechnet [289].

4.1.4 Emissionsgradmessungen

Zur Durchführung von Temperaturmessungen mit Hilfe von Thermografie ist die möglichst genaue Kenntnis des Emissionsverhaltens der zu analysierenden Materialien notwendig. Zudem hängt die Prozessführung beim Laser-Sintern sehr stark von der Wechselwirkung des Pulvers bzw. der Schmelze mit elektromagnetischer Strahlung des Heizstrahler bzw. des Lasers ab. Da der Laser-Sinter-Prozess zusätzlich bei erhöhten Temperaturen sowie unter Auftreten eines Phasenüberganges von Pulver zu Schmelze stattfindet, erhöht sich die Notwendigkeit einer genauen Messung des Emissions- bzw. des Absorptionsverhaltens.

Gängige Methoden zur Emissionsgradbestimmung – wie Lackieren von Oberflächen, Messung einer Vergleichstemperatur mit einem berührenden Thermometer oder die Erzeugung einer Bohrung mit großem Tiefe zu Durchmesser-Verhältnis – lassen sich bei Pulvern allerdings nur schwer umsetzen [271]. Absorptionsmessungen mit Hilfe von Ulbrichtkugeln (vgl. Kapitel 2.2.3) liefern zumeist nur die Wechselwirkung mit dem monochromatischen Licht eines Lasers und erfolgen zudem im Normalfall bei Raumtemperatur. Eine temperatur- und wellenlängenabhängige Messung oder eine Messung für unterschiedliche Aggregatzustände ist mit diesen Versuchsaufbauten somit nicht möglich.

Demgegenüber wurden am DLR in Berlin zwei Messsysteme entwickelt, bei welchen der Emissionsgrad von Stäuben bzw. Pulvern direkt gemessen werden kann. Hierbei wird die von einer erhitzten Probe ausgesendete Wärmestrahlung wellenlängenabhängig mit einem FTIR-Spektrometer erfasst. Der Messaufbau besteht aus einem Spektrometer sowie einer zusätzlichen Kammer, in welcher sich ein Probenhalter mit Heizelement (Widerstandsheizung oder induktive Heizung), ein Schwarzkörperstrahler sowie ein goldbeschichteter Parabolspiegel befinden. Kammer und Spektrometer sind hierbei durch einen Übergang verbunden. Die Pulverprobe wird in einer metallischen Tasse verteilt und mit einem Metalllineal glattgestrichen. Zur Messung wird die Probe in die Kammer eingesetzt und von unten durch das Heizelement auf die Messtemperatur erwärmt. Die von der Probe normal zur Oberfläche emittierte thermische Strahlung wird über den oberhalb der Probe angeordneten Parabolspiegel gesammelt, in die Eintrittsöffnung des Spektrometers reflektiert und dort mit einem MCT-Detektor registriert. Während der Messung wird die Temperatur der Probenkammerwand konstant bei Raumtemperatur gehalten, um eine Beeinflussung der Messung durch Umgebungsstrahlung zu vermeiden. Zur Entfernung von Partikeln, Wasserdampf bzw. CO₂ werden Messkammer und Spektrometer komplett evakuiert. [294-296]

Diese Messaufbauten erlauben eine genaue, temperatur- und wellenlängenabhängige Emissionsgradbestimmung in einem Wellenlängenbereich von 1 bis 16 μm bei einem ermittelten Messfehler von unter 1 %. Bei Temperaturen unter 200 °C kommt es unterhalb einer Wellenlänge von 3 μm zu einer erhöhten Streuung, was bei der Auswertung der Messergebnisse zu berücksichtigen ist. Aufgrund der entwickelten Methodik ist eine einzelne Messung zur Charakterisierung der Probe ausreichend. Durch eine entsprechende Kalibrierung und die direkte Erfassung der Emission werden die Nachteile anderer Messaufbauten vermieden und die Genauigkeit erhöht. [294-296]

Zur Charakterisierung des Emissionsverhaltens der verwendeten Polyamid 12-Pulver erfolgen Messungen beim DLR über den gesamten Wellenlängenbereich für die Pulverform bei ca. 170 °C ($\epsilon_{E,P}$) bzw. die Schmelzeform bei ca. 220 °C ($\epsilon_{E,S}$). Die Messungen werden sowohl für das weiße PA 2200 als auch für das schwarz eingefärbte PA 2202 durchgeführt.

4.2 Charakterisierung der Bauteileigenschaften und -struktur

4.2.1 Bestimmung der Bauteildichte

Lasergesinterte Bauteile weisen grundsätzlich eine raue Oberflächenbeschaffenheit mit anhaftendem Pulver auf; teilweise sind die gesinterten Bauteile außerdem porös. Diese Eigenschaften führen bei der Dichtemessung von Bauteilen in Abhängigkeit der verwendeten Messmethode zu Einschränkungen bezüglich der Aussagekraft des Messergebnisses. Insbesondere offene Porosität im Randbereich oder die Verwendung niedriger Energiedichten können das Messergebnis maßgeblich beeinflussen. So wird auch in der VDI 3405 Blatt 1 keine klare Empfehlung für ein Messverfahren ausgesprochen [5]. In [239] vergleicht Rösenberg die Dichtemessung lasergesinteter Bauteile unter Nutzung eines Gaspyknometers (DIN EN ISO 1183-3) mit der nach dem Archimedischem Prinzip (DIN EN ISO 1183-1) [297-298]. Unterhalb einer Energiedichte von 0,033 J/mm² zeigen die Ergebnisse der Gaspyknometermessung fälschlicherweise einen Anstieg der Bauteildichte mit abnehmendem Energieeintrag. Folglich eignet sich dieses Verfahren nur bedingt zur Charakterisierung von Bauteildichten beim Laser-Sintern. Im Gegensatz dazu zeigen Messungen nach DIN EN ISO 1183-1 korrekte Ergebnisse: Eine Abnahme des Energieeintrages bedingt eine solche auch im Bezug auf die Bauteildichte.

Im Rahmen der Versuche erfolgt die Bestimmung der Bauteildichte ρ_B nach Gleichung 4-2 durch Vermessen des Bauteilvolumens V_B mit verschiedenen Messmitteln sowie einer Bestimmung der Bauteilmasse m_B mit Hilfe einer Feinwaage. Hierzu werden jeweils einfach vermessbare Quadergeometrien erzeugt und je nach Messlänge an drei Positionen mit einer digitalen Messschraube oder einem digitalen Messschieber vermessen. Die Quaderabmaße werden zum einen gezielt um wenige mm variiert, um eine Unterscheidung verschiedener Parametereinstellungen zu ermöglichen. Zum anderen werden zur Untersuchung scanvektorlängenabhängiger Effekte verschiedene Quaderlängen ($L_S = 5, 10, 25, 50, 150$ mm) durch einen leicht abtrennbaren, beschrifteten Mittelsteg zu einem Prüfkörper (Bild 4-1) verbunden, wobei der Körper weiterhin aus Einzelelementen bzw. einzelnen STL-Dateien besteht.

$$\rho_B = \frac{m_B}{V_B} \quad 4-2$$

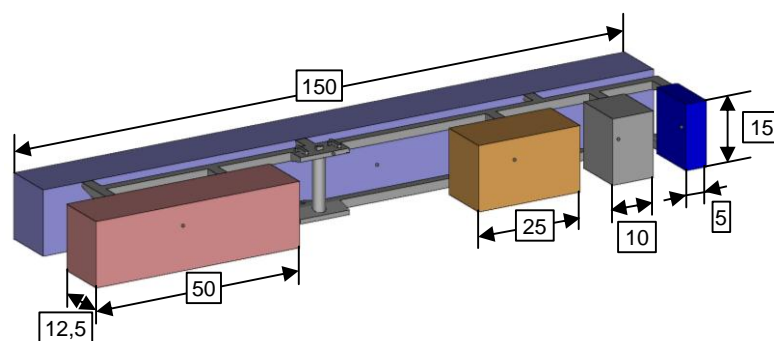


Bild 4-1: Zusammengesetzter Prüfkörper zur Charakterisierung scanvektorlängenabhängiger Bauteildichten (Längenangaben in mm)

4.2.2 Zugversuche

Zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften lasergesinteter Bauteile werden Zugversuche nach DIN EN ISO 527-1 durchgeführt [299]. Bei dieser quasistatischen Prüfung werden Probekörper bei konstanter Traversengeschwindigkeit auf Zug beansprucht [287], um mechanische Materialkennwerte zu ermitteln. Als Probekörper dienen Normzugstäbe nach DIN EN ISO 3167 Typ A mit einer Gesamtlänge von 150 mm [300]. Diese Länge hat

sich aufgrund der hohen Oberflächenrauheit lasergesinterter Bauteile hinsichtlich einer sicheren Einspannung als ausreichend erwiesen. Für jeden Versuchspunkt sowie für jede Orientierung werden zur statistischen Absicherung mindestens fünf Prüfkörper hergestellt. Vor der Prüfung werden diese mehrere Wochen lang bis zur Erreichung des Feuchtgleichgewichtes nach DIN EN ISO 291 bei 23 °C und 50 % r. F. im Prüflabor gelagert [301]. Anschließend werden Zugversuche mit einer Zugprüfmaschine vom Typ Zwick Z020 M (MultiXtense) nach DIN EN ISO 527-1 unter Anwendung der Prüfbedingungen aus DIN EN ISO 527-2 und DIN EN ISO 10350-1 durchgeführt [302-303]. Die E-Modul-Bestimmung erfolgt bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min. Anschließend wird die Prüfgeschwindigkeit auf 50 mm/min erhöht. Um eine Vergleichbarkeit der gemessenen Werte innerhalb einer Versuchsreihe gewährleisten zu können, wird diese Prüfgeschwindigkeit für alle Probekörper unabhängig vom Auftreten eines spröden oder duktilen Bruchverhaltens entgegen DIN EN ISO 10350-1 festgelegt. Ziel der Untersuchungen ist, ein möglichst duktilen Bruchverhalten einzustellen, womit die Prüfbedingungen auf den anvisierten Zielbereich angepasst werden. In Bild 4-2 sind insgesamt sechs für das Laser-Sintern typische Spannungs-Dehnungsverläufe dargestellt. Davon zeigen drei Verläufe den Zusammenhang für in der Bauebene orientierte Probekörper und weitere drei den für in der Aufbaurichtung orientierte Probekörper. Verlauf 1 stellt hierbei das Optimierungsziel für die Untersuchungen dar, da gleichzeitig eine gute Schichtausbildung in der Bauebene sowie eine gute Schichtanbindung in Aufbaurichtung, jeweils gekennzeichnet durch hohe Bruchdehnungswerte, vorliegen. Für die Verläufe 2 und 3 ergeben sich innerhalb der Bauebene gute mechanische Eigenschaften, während sich in Aufbaurichtung die für das Laser-Sintern typische Anisotropie mit schlechteren Kennwerten zeigt. Besonders Verlauf 3 veranschaulicht deutlich die Problematik einer mangelnden Schichtanbindung. Im Rahmen der Untersuchungen werden der Zug-E-Modul E_t , die Zugfestigkeit σ_M , die Streckdehnung ε_Y sowie die Bruchdehnung ε_B als Zielgrößen ausgewertet und vor allem hinsichtlich der Erlangung einer guten Schichtanbindung optimiert.

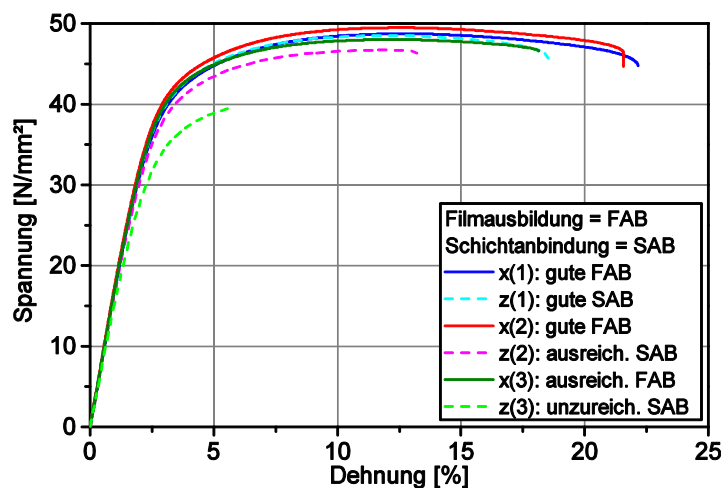


Bild 4-2: Typische Spannungs-Dehnungsverläufe lasergesinterter Probekörper für unterschiedliche Bauteilorientierungen

4.2.3 Mikroskopische Untersuchungen an Bauteilen

Neben den makroskopischen Bauteileigenschaften wird die Mikrostruktur der hergestellten Bauteile untersucht, wozu verschiedene mikroskopische Verfahren eingesetzt werden. Mit Hilfe von Lichtmikroskopie wird die Porosität innerhalb der Bauteile und somit die Dichte unter Vernachlässigung der porösen Randschicht analysiert. Untersucht werden jeweils Dichtewürfel und Zugstäbe. Mit Hilfe eines automatisierten Mikrotoms vom Typ Thermo-

Scientific Microm HM 355S werden Dünnschnitte mit einer Stärke von 10 μm unter Verwendung eines Hartmetallmessers erzeugt. Bei allen Proben erfolgt der Schnitt in der xz- bzw. yz-Ebene und somit parallel zur Aufbaurichtung. Dadurch wird insbesondere die Analyse der Porenverteilung zwischen den Schichten möglich. Die Dünnschnitte werden mit einem Digitalmikroskop der Firma Di-Li vom Typ 2004 mit einer 82-fachen Vergrößerung im Auflichtmodus sowie im Hellfeld zur Erzeugung eines maximalen Kontrastes zwischen Pore und weißem Kunststoff digitalisiert und anschließend in ein Binärbild unter Anpassung des Thresholds umgewandelt. Auf Basis dieser Schwarz-Weiß-Bilder werden mit Hilfe der Software ImageJ der Porenanteil ε_{Por} , die Porenanzahl N_{Por} und die mittlere Porengröße A_{Por} in den ausgewerteten Bauteilquerschnitten (Auswertebereich je 2,8 x 2,1 mm) ermittelt. Hierbei wurde der Messbereich so gewählt, dass möglichst keine Poren am Rand der Aufnahme liegen, da diese von der Auswertung ausgenommen werden und den Porenanteil somit reduzieren. Zur statistischen Absicherung erfolgt eine Auswertung von jeweils drei Dünnschnittaufnahmen.

Mit Hilfe von Rasterelektronenmikroskopie (REM) werden die Bauteilstruktur sowie die Bruchursachen an Zugstabbrechflächen untersucht. Insbesondere wird das Auftreten einer ausgeprägten Schichtstruktur als Kennzeichen einer unzureichenden Schichtanbindung, das Auftreten kugelförmiger Poren als Hinweis auf Materialzersetzungseffekte sowie das Bruchverhalten mit oder ohne duktilem Verlauf bzw. Bruchbeginn analysiert, vgl. Kapitel 2.2.5. Hierfür wird ein REM vom Typ Zeiss LEO Gemini 1530 mit einer 27-fachen und 100-fachen Vergrößerung eingesetzt.

4.2.4 Charakterisierung der Oberflächenrauheit

Aufgrund des pulverförmigen Ausgangsmaterials weisen lasergesinterte Bauteile im Vergleich zu anderen konventionellen Fertigungsverfahren wie dem Spritzguss aber auch gegenüber anderen additiven Verfahren wie der Stereolithografie raue Oberflächen auf. Untersuchungen in [242] zeigen, dass sich selbst für Schichtdicken von nur 0,1 mm und optimierte Parameter Oberflächenrauheiten R_z in Abhängigkeit der Flächenorientierung von bis zu 120 μm einstellen. In [304] wurde nachgewiesen, dass beim artverwandten Masken Sintern die raue Oberfläche aufgrund der Kerbwirkung maßgeblich für das Bauteilversagen verantwortlich ist, wobei sich im Vergleich zum Laser-Sintern noch höhere Oberflächenrauheiten einstellen. Zur Überprüfung dieses Einflusses wird die gemittelte Rautiefe R_z von lasergesinterten Probekörpern untersucht und mit dem Bauteilversagen korreliert. Dazu werden Messungen an in Aufbaurichtung orientierten Zugstäben nach DIN EN ISO 4287 und 4288 sowie 3274 mit einem taktilen Oberflächenmessgerät vom Typ Mitutoyo SurfTest SJ-400 durchgeführt [305-307]. Entsprechend der Messbedingungen für einen Rauheitsbereich R_z von 50 zu 200 μm erfolgen die Messungen unter Verwendung einer Tastspitze mit einem Spitzenradius von 10 μm und einer Messstrecke von 40 mm.

4.2.5 Bestimmung der Maßhaltigkeit und Formgenauigkeit

Zur Untersuchung der Maßhaltigkeit und Formgenauigkeit lasergesinterner Bauteile wird im Rahmen der Untersuchungen der in Bild 4-3 dargestellte Rahmenkörper verwendet. Die mittlere Größe von 35 x 35 mm ermöglicht eine Platzierung in verschiedenen Bereichen des Bauraumes und damit die Untersuchung von positionsabhängigen Effekten, weshalb pro Einstellung sechs im Bauraum verteilte Probekörper hergestellt werden. Durch die vorhandenen Außen- und Innenflächen wird die Charakterisierung der Maßhaltigkeit von Außen- und Innenmaßen sowie die Messung der Ebenheit und Parallelität der Flächen ermöglicht. Um die Maßhaltigkeit von lasergesinterten Teilen im Vergleich zu mit anderen Verfahren hergestellten Kunststoffbauteilen einordnen zu können, wurde die DIN 16742 für nicht werkzeuggebundene Maße als Referenz herangezogen [308].

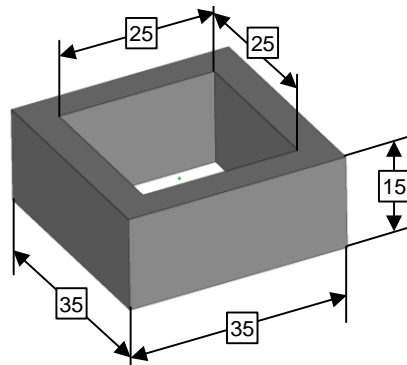


Bild 4-3: Rahmenkörper zur Charakterisierung der Maßhaltigkeit (Längenangaben in mm)

Die Vermessung der Probekörper erfolgt durch ein Koordinatenmesssystem vom Typ Nikon C3 5.4.4 unter Verwendung einer Messspitze mit 4 mm Durchmesser. Alle Probekörper mit denselben Parametereinstellungen werden in einer einzelnen Aufspannung in sequentieller Bearbeitung automatisch vermessen.

4.3 Thermografische Untersuchungen

In Kapitel 2.2 wurde die starke Abhängigkeit des Laser-Sinter-Prozesses von der Größe Temperatur als eine der treibenden Prozesseinflüsse beschrieben. Zur Charakterisierung der Temperaturen während des Laser-Sinter-Prozesses werden daher Thermografiemessungen durchgeführt. Ziel der Messungen ist zum einen die Charakterisierung der Temperaturverteilungen auf der Pulverbettfläche der verwendeten Systeme und zum anderen die Untersuchung der Temperatur-Zeit-Verläufe beim Aufschmelzen des Pulvers. Basierend auf dem in Kapitel 2.2.7 dargestellten Stand der Technik wird für beide Messaufgaben unter Eliminierung der beschriebenen Problematiken ein optimierter Messaufbau realisiert. Für die Untersuchungen wird jeweils ein gekühltes, mittelwelliges Thermografiekamerasystem vom Typ InfraTec ImageIR 5345 mit MCT-Detektor, einem Messbereich von 2,5 bis 5,5 μm und einer Auflösung von 320 x 256 Pixeln verwendet. Durch Einsatz eines mittelwelligen Kamerasystems in Kombination mit einem Saphirfenster als Trennung von Kamera und Prozessatmosphäre wird es möglich, während der Belichtung mit einem CO_2 -Laser die Temperaturen auf dem Pulverbett ohne potentielle Schädigung des Detektors durch reflektierte Laserstrahlung zu messen, da alle Strahlung oberhalb von 6 μm und damit auch die Laserwellenlänge von 10,6 μm nicht durch Saphir transmittieren kann.

Zur Messung der Temperaturverteilung auf der Pulverbettfläche wird die IR-Kamera in beide verwendeten Laser-Sinter-Anlagen integriert. Der genaue Versuchsaufbau und die jeweilige Platzierung der Kamera ist in Kapitel 9.1.1 beschrieben. Die Messungen erfolgen jeweils in separaten Prozessen am Prozessbeginn nach Abschluss der Vorheizphase. Verwendung findet mit Ruß schwarz eingefärbtes Polyamid 12-Pulver. Die Ruß-Beimischung dient dabei zur Reduzierung von Einflüssen durch reflektierte Umgebungsstrahlung bei für PA 12 üblicher Prozesstemperatur.

Aufgrund mangelbehafteter Versuchsaufbauten waren bisherige Untersuchungen zur Messung der Schmelzetemperatur verschiedenen Einschränkungen unterworfen (Kapitel 2.2.7). Hiervon ausgehend, wird ein Messaufbau unter Integration der vorbenannten Hochgeschwindigkeits-IR-Kamera vom Typ ImageIR 5345 entwickelt, der mangels geeigneter Platzverhältnisse in der Formiga lediglich in der Sinterstation umgesetzt wird. Der entsprechende Messaufbau wird in Kapitel 9.1.2 im Detail erläutert. Im Gegensatz zu Versuchsaufbauten entsprechend den Beschreibungen im Stand der Technik, die die Temperaturverteilung im bewegten Fokus messen [251, 254-255], ermöglicht die hier gewählte Lösung die

Charakterisierung des Temperatur-Zeit-Verlaufes an einzelnen Punkten vor, während und nach der Belichtung. Somit werden Informationen über die Aufheizung, die Heizrate, die maximale Schmelzetemperatur, die Abkühlung sowie die Temperatur nach Abschluss der Belichtung geliefert und eine detailliertere Auswertung der Temperaturdaten ermöglicht.

Im Rahmen der Untersuchungen werden für unterschiedliche Prozessparametereinstellungen jeweils einzelne Querschnitte ausgewertet. Neben variierenden Belichtungsparametern wird zusätzlich die Scanvektorstärke L_S verändert, wobei stets in x-Richtung (Pulverauftragsrichtung) belichtet wird. Für die Temperaturmessungen werden die ersten belichteten Schichten der Bauteile jeweils vernachlässigt, um Einflüsse aus dem nicht eingeschwungenen Temperaturhaushalt der Startschichten auf die Messergebnisse zu vermeiden, vgl. [28, 191]. Zur Auswertung werden innerhalb des jeweiligen Bauteilquerschnittes mehrere Messbereiche in Form von Punkten bzw. Flächen definiert, an denen zeitabhängig der Temperaturverlauf innerhalb eines Schichtzyklus von 30 s ermittelt wird. Die Ermittlung der Temperaturen erfolgt jeweils im Bauteilinnenbereich unter Vernachlässigung der Outlinebereiche sowie der Umkehrbereiche, um den Einfluss der Scanvektorstärke losgelöst von anderen Effekten auswerten zu können. Als Zielgrößen werden die maximalen Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ im Querschnitt an fünf unterschiedlichen Messstellen, die Heizraten R_H an jeweils zwei exemplarischen Messpunkten sowie die mittlere Temperatur im Bauteilquerschnitt nach der Belichtung $T_{S,10s}$ mit ihrer Standardabweichung ausgewertet. Zur Kalibrierung der Aufnahmen wird die mittlere Temperatur eines Referenzfeldes auf Basis der Emissionsgrade aus Kapitel 4.1.4 sowie der mit Hilfe eines zusätzlichen Pyrometers gemessenen Heizstrahlertemperatur auf die reale Vorheiztemperatur korrigiert. Als Referenzfeld dient jeweils ein nicht belichteter Bereich im Thermogramm. Die Kalibrierung erfolgt jeweils zu Beginn der Belichtung. Für das betrachtete Anlagensystem liegt die reale Vorheiztemperatur erfahrungsgemäß ca. 4 K unter dem eingestellten Temperaturwert der Anlage. Voruntersuchungen haben gezeigt, dass die Verwendung von schwarz eingefärbten Pulvern eine höhere Messsystemstabilität garantiert, weshalb alle Messung mit einem entsprechend modifizierten Pulver vom Typ EOS PA 2202 durchgeführt werden. Bei allen Versuchen findet Neupulver aus derselben Charge Verwendung. Zur statistischen Absicherung der Untersuchungen wird jede Messung doppelt ausgeführt. Die Auswertung sämtlicher Messungen erfolgt mit der Software IRBIS 3 der Firma InfraTec.

Zur Abschätzung der zu erwartenden Messunsicherheit wird im Vorfeld der Messungen der Einfluss einer potentiellen Falscheinstellung bzw. -ermittlung der Kalibriergrößen bestimmt. Da die Pulverbetttemperatur für PA 12 durch Glazingtests¹ und Sintergrad des Pulvers relativ genau abgeschätzt werden kann, dient diese als konstante Kalibriergröße. Auf dieser Basis werden die durch Messung ermittelten Werte des Materialemissionsgrades sowie des Fenstertransmissionsgrades als Fehlerquellen variiert. Die durch ein Pyrometer lediglich abgeschätzte Umgebungstemperatur dient als Nachregelungsgröße bei der Kalibrierung. Zur Abschätzung der Messunsicherheit wird der Emissionsgrad ϵ bzw. Transmissionsgrad T_{Pfad} um je zwei positive und zwei negative Stufen mit einer Falscheinstellung von 0,01 bzw. 0,05 variiert. Dies entspricht einer Abweichung von ca. 1 % bzw. ca. 5 %. Um über den gesamten Kamerakalibrierbereich aussagekräftige Daten zur Messunsicherheit zu erhalten, werden Tests für die Bauteilbelichtung mit vier unterschiedlichen Energiedichten ($0,018 \text{ J/mm}^2 \leq E_A \leq 0,044 \text{ J/mm}^2$) durchgeführt. Die durch die Falscheinstellung von Emissions- und Transmissionsgrad resultierenden Messabweichungen für die maximale Schmelzetemperatur $T_{S,max}$, die Temperatur 10 s nach der Belichtung $T_{S,10s}$ sowie der berechneten Heizraten sind in Tabelle 4-1 zusammengefasst.

¹ Glazingtest: Bestimmung der optimalen Prozesstemperatur durch Aufheizen des gesamten

Tabelle 4-1: Messunsicherheit bei der Auswertung der Thermografiedaten durch Falscheinstellung bzw. -ermittlung des Emissionsgrades sowie des Transmissionsgrades in Abhängigkeit der Volumenergiedichte für eine Scanvektorklänge L_S von 10 mm

E_A [J/mm ²]	Messabweichung max. Schmelztemperatur $\Delta T_{S,max}$ [K]				Messabweichung Temperatur 10 s nach der Belichtung $\Delta T_{S,10s}$ [K]				Messabweichung Heizrate ΔH_R [K/s]			
	0,044	0,037	0,026	0,018	0,044	0,037	0,026	0,018	0,044	0,037	0,026	0,018
Falscheinstellung Emissionsgrad ϵ												
-0,05	5,10	5,07	4,34	3,91	2,03	1,98	1,75	1,13	167,7	169,4	272,5	432,7
-0,01	1,00	1,00	0,85	0,76	0,42	0,45	0,37	0,24	32,7	33,6	53,7	84,5
Messwert	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0	0,0	0,0	0,0
0,01	-1,00	-0,98	-0,87	-0,78	-0,48	-0,41	-0,46	-0,33	-33,1	-32,7	-54,6	-86,9
0,05	-5,0	-4,9	-4,4	-4,1	-2,82	-2,71	-2,59	-2,35	-164,7	-166,7	-275,8	-459,8
Falscheinstellung Transmissionsgrad τ_{Pfad}												
-0,05	4,60	4,55	3,79	3,32	0,97	0,88	0,63	-0,15	150,7	150,5	235,0	357,2
-0,01	0,89	0,88	0,72	0,65	0,19	0,19	0,08	-0,02	29,2	29,3	44,4	70,0
Messwert	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,0	0,0	0,0	0,0
0,01	-0,88	-0,85	-0,72	-0,63	-0,18	-0,12	-0,13	0,03	-28,7	-28,3	-44,8	-67,6
0,05	-4,25	-4,19	-3,52	-3,08	-0,89	-0,77	-0,66	0,10	-139,6	-138,8	-218,6	-330,1

Für die maximale Schmelztemperatur führt eine Falscheinstellung des Emissionsgrades ϵ bzw. des Transmissionsgrades τ_{Pfad} um plus bzw. minus 0,05 zu einer maximalen Messabweichung $\Delta T_{S,max}$ von ca. 5 K, wobei eine Falscheinstellung des Emissionsgrades eine höhere Messabweichung verursacht. Die DLR gibt die Genauigkeit ihrer Emissionsgradbestimmungen mit unter 1 % an (vgl. Kapitel 4.1.4). Dies entspricht einer Falscheinstellung von ca. $\pm 0,01$. Als maximale Messabweichung $\Delta T_{S,max}$ ergibt sich in diesem Fall ca. 1 K, welche vor allem für hohe Temperaturen bzw. für hohe Energiedichten eintritt. Für die Temperatur 10 s nach der Belichtung liegt die Abweichung $\Delta T_{S,10s}$ für eine Falscheinstellung von 0,01 sogar nur bei maximal 0,5 K. Für die Heizrate zeigen sich bei einer Falscheinstellung von 0,01 vor allem für niedrige Energiedichten höhere Messabweichungen ($\Delta H_R < 90$ K/s). Die Abweichung liegt jedoch aufgrund der Höhe der ermittelten Heizraten weit unter 1 %. Insgesamt steigt die Messabweichung mit der eingebrachten Energiedichte und hiermit verbunden mit der resultierenden Schmelztemperatur leicht an, während die Messabweichung der Heizrate mit zunehmender Energie abnimmt. Zusammengefasst zeigen die Ergebnisse jedoch, dass für den beschriebenen Messaufbau und die gewählte Form der Kalibrierung eine hohe Messgenauigkeit gewährleistet werden kann.

4.4 Vorgehensweise und Versuchsmethodik

4.4.1 Methoden der statistischen Versuchsplanung

Zur Ermittlung von Prozesszusammenhängen bei reduziertem Versuchsaufwand eignen sich vor allem die Methoden der statistischen Versuchsplanung. Diese ermöglichen die Darstellung des Einflusses von kontrollierbaren Steuer- bzw. unkontrollierbaren Störgrößen auf einen Prozess und die Zielgrößen als Ursache-Wirkbeziehung bei einer möglichst geringen Anzahl von Einzelversuchen, Bild 4-4. Regressionsmodelle bieten besonders vielfältige Interpretationsmöglichkeiten bei der Auswertung derartiger statistischer Versuchspläne. Neben der Untersuchung von Faktoreffekten ermöglicht ein gutes Modell die Abbildung der Versuchsergebnisse und die Berechnung von Vorhersagewerten innerhalb des Gültigkeitsbereiches. Über die Regressionsgleichung wird hierbei der Zusammenhang von Einflussgrößen und Zielgrößen quantitativ in Form einer Antwortfläche bzw. -funktion beschrieben. Dabei erfolgt eine Anpassung der Koeffizienten dergestalt, dass die Daten bestmöglich abgebildet werden. In Kapitel 2.2.6 und 2.3 wurde zusätzlich zu Faktorwechselwirkungen die Notwendigkeit einer Berücksichtigung von nicht linearen Effekten beim Laser-Sintern aufgezeigt. Zur Beschreibung der entsprechenden Zusammenhänge ist in diesem Fall ein Regressionspolynom 2. Ordnung (Gleichung 4-3) erforderlich. [309-312]

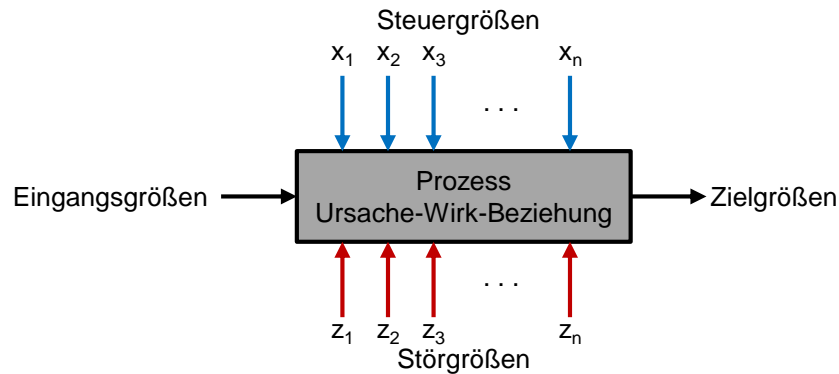


Bild 4-4: Ursache-Wirkbeziehungen zwischen Einflussgrößen bzw. Störgrößen und den Zielgrößen als Black-Box-Darstellung [309, 311, 313]

$$\hat{y} = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=2}^k b_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^k b_{ii} x_i^2 \quad 4-3$$

mit Zielgröße \hat{y} , Faktoranzahl k , Zählvariable i, j , Koeffizienten b_0, b_i, b_{ij}, b_{ii} , und Faktor x_i, x_j

Die Erstellung eines Regressionsmodelles nach Gleichung 4-3 erfordert einen Versuchsplan 2. Ordnung. Generell eignen sich zu diesem Zweck faktorielle 3^k - bzw. $2^k 3^{k'}$ -Faktorenpläne, einfache drehbare Pläne, zentral-zusammengesetzte Versuchspläne oder optimale Versuchspläne. Zumeist soll eine größere Anzahl an Einflussfaktoren untersucht werden, sodass die beiden erstgenannten nur selten eingesetzt werden. Einfach drehbare Pläne ermöglichen generell nur die Untersuchung von zwei Faktoren, während faktorielle Versuchspläne bei der Betrachtung von mehr als drei Einflussgrößen zu einer hohen Anzahl an Einzelversuchen führen. Dementgegen bieten beispielsweise zentral-zusammengesetzte Pläne auch bei einer höheren Anzahl an Einflussgrößen eine geringe Anzahl von Versuchspunkten. Gleichzeitig garantieren sie eine einfache Auswertbarkeit sowie eine gute und übersichtliche Darstellung der Versuchsergebnisse. Derartige Versuchspläne setzen sich aus 2^{k-p} Würfelpunktversuchen, aus $2k$ Sternpunktversuchen sowie mindestens einem Zentralpunktversuch N_0 zusammen und verfügen über N_{Ges} Einzelversuche. Die Sternpunkte dienen hierbei vorrangig als Stützpunkte für den Aufbau eines quadratischen Regressionsmodelles. In der Folge kann der Bereich außerhalb der Würfelpunkte aufgrund der dort geringen Versuchspunktzahl nur eingeschränkt ausgewertet werden. Durch Anpassung des Sternpunktstandes α vom Zentralpunkt sowie durch Variation der Anzahl an Wiederholungen am Zentralpunkt, kann der Versuchsplan das Orthogonalitäts- sowie das Drehbarkeitskriterium erfüllen. Für α gelten in diesem Fall die Gleichungen 4-4 und 4-5 [310]. Hierdurch wird zum einen eine Unabhängigkeit der Koeffizienten und somit eine einfachere Auswertung der Daten erreicht. Zum anderen ist die Versuchsstreuung für alle Versuchspunkte mit identischem Abstand vom Zentralpunkt unabhängig von der Richtung gleich. Gegenüber 3^k -Plänen werden zusätzlich alle Faktoren auf fünf Faktorstufen variiert, was die Aussagekraft gegenüber diesen Plänen deutlich steigert. [309-310, 314]

$$\alpha^2 = \frac{1}{2} \left(\sqrt{N_{\text{Ges}} \cdot 2^{k-p}} - 2^{k-p} \right) \quad 4-4$$

mit Zuordnung weiterer Faktoren zum faktoriellen Würfel p

$$\alpha^2 = \sqrt{2^{k-p}} \quad 4-5$$

Die Koeffizienten für ein Regressionsmodell 2. Ordnung nach Gleichung 4-3 können anhand der in Tabelle 9-1 zusammengefassten Gleichungen berechnet werden. Auf Basis der Versuchsstreuung, welche bei zentral-zusammengesetzten Versuchsplänen bevorzugt am mehrfach realisierten Zentralpunkt ermittelt wird, kann die Varianz des Modellwertes nach Gleichung 9-1 berechnet werden. [309, 314]

Über eine Varianzanalyse (ANOVA) (Gleichungen nach Tabelle 9-2) und der mittleren Quadratsumme MQ nach Gleichung 9-2 werden die Varianzen der einzelnen Faktoren im Regressionspolynom sowie des Modelles berechnet. Durch Ermittlung der Fischer-Werte F_{exp} (Gleichung 9-3) und deren Vergleich mit den tabellierten Schwellenwerten $F_{\text{Tab}} = F(v_1; v_2; P)$ mit dem Konfidenzniveau $P = 1 - \alpha$ (α bevorzugt 0,05), dem Freiheitsgrad der Variationsquelle v_1 und dem Freiheitsgrad der Versuchsstreuung v_2 nach [309], kann die Signifikanz der einzelnen Faktoren sowie des Modelles ($F_{\text{exp}} > F_{\text{Tab}}$) überprüft werden. Hierdurch können nicht signifikante Einflussfaktoren identifiziert und aus der Regressionsgleichung (Gleichung 4-3) ausgeschlossen werden. Es entsteht das reduzierte Regressionspolynom. Zur Überprüfung wird auch häufig die Signifikanz p verwendet. Ein Faktor wird dabei für einen p -Wert kleiner 0,05 als signifikant, für p viel kleiner 0,001 als hoch signifikant und für p größer 0,05 oder 0,1 als nicht signifikant bewertet [310]. Ausgeschlossene Faktoren werden dem Fehleranteil hinzugerechnet (Tabelle 9-2). Ist der Anpassungsdefekt nicht signifikant, während das Modell signifikant ist, ist das Modell adäquat. Um die Vergleichbarkeit der Einflussgrößen beizubehalten und Unterschiede abschätzen zu können, wird im Rahmen der Ausarbeitung stets die kodierte Modellform verwendet. Vor allem durch Variation der ermittelten hoch signifikanten Faktoren ist dann eine Optimierung des Zielwertes möglich. Bei mehreren Zielgrößen kann durch numerische Optimierungsverfahren unter Nutzung der Wunschfunktion D (Gleichung 4-6) gleichzeitig eine optimale Parametereinstellung gesucht werden, wobei die Bedeutung einzelner Zielgrößen durch entsprechende Gewichtung betont werden kann. [309, 312-314]

$$D = (d_1 x d_2 x \dots x d_n)^{\frac{1}{n}} = \left(\prod_{i=1}^n d_i \right)^{\frac{1}{n}} \quad 4-6$$

mit Erwünschtheit der einzelnen Zielgröße d_i und der Anzahl an Zielgrößen n

Die zur Auswertung verwendete Versuchsplanungssoftware Statease Design Expert 8 enthält verschiedene Methoden zur Bewertung der Qualität von Regressionsmodellen. Als Grundvoraussetzung für ein gutes Modell wird die Normalverteilung der Messwerte überprüft. Eine weitere Möglichkeit, die Modellgüte zu bewerten, bilden die Residuen. Diese beschreiben die Abweichungen der Messwerte vom Regressionspolynom. Idealerweise bilden die Residuen im Wahrscheinlichkeitsnetz – abgesehen von zufälligen Abweichungen – eine Gerade. Wird dieses Kriterium von einzelnen Messpunkten am oberen oder unteren Ende nicht erfüllt, deutet dies auf Ausreißer hin. In der Darstellung der Residuen gegenüber den Einflussgrößen x_i dürfen sich für ein adäquates Modell nur zufällige Abweichungen vom Modell zeigen. Darüber hinaus darf sich bei der Darstellung der Residuen über die Versuchsreihenfolge kein sichtbarer Trend ergeben; die Standardabweichung muss unabhängig von den berechneten y -Werten sein. Abweichungen können sich durch Ausreißer bei der Versuchsdurchführung erklären. Die Analyse der „Externally studentized Residuals“, der „Cook-Distance“ oder die „Difference in Fits“ (DFFITS) erlaubt in Design Expert eine Abschätzung, ob ein Messergebnis in die Datenbasis passt oder ob es sich um einen Ausreißer handelt. Ein solcher sollte möglicherweise von der Auswertung ausgeschlossen werden. Erstere Methode sucht nach Versuchspunkten, welche außerhalb einer Grenze der 3,5-fachen Standardabweichung liegen. DFFITS berechnet die Veränderung des vorhergesagten Modellwertes, falls der entsprechende Messwert aus der Auswertung gelöscht wird. Die Cook-Distance bildet dagegen zur Bewertung das Produkt aus den „Internally studentized Residuals“ und einer monotonen Hebelfunktion. [310, 312-314]

Darüber hinaus kann die Modellqualität sowie vor allem deren Eignung zur Vorhersage von Modellwerten auf Basis des Bestimmtheitsmaßes bzw. der „R-Squared“-Werte beurteilt werden. Die Güte der Beschreibung der Versuchsdaten durch das erstellte Modell wird durch

R^2 dargestellt, Gleichung 4-7. Da R^2 jedoch auch durch das Vorhandensein nicht signifikanter Faktoren steigt, eignet sich zumeist der sogenannte „Adjusted R-Squared“ (Gleichung 4-8) besser zur Abschätzung der Modellgüte, da – anders als für R^2 – nicht signifikante Faktoren zu einem Absinken von R^2_{Adj} führen. Soll das Modell jedoch gleichzeitig auch zur Vorhersage von Werten für die Zielgröße eingesetzt werden, ist die Größe „Predicted R-Squared“ R^2_{Pred} (Gleichung 4-9 und 4-10) aussagekräftiger. Je näher die „R-Squared“-Werte am Wert „eins“ liegen, desto besser ist die Modellannäherung. Die Differenz zwischen R^2_{Adj} und R^2_{Pred} sollte für eine gute Modellabbildung und eine genaue Vorhersage kleiner als 0,2 sein. [311, 313-314]

$$R^2 = \frac{SQ(Modell)}{SQ(Gesamt)} \text{ aus Tabelle 9-2} \quad 4-7$$

$$R^2_{Adj} = 1 - \frac{n-1}{n-p} (1 - R^2) \quad 4-8$$

mit Anzahl Modellparameter p und Gesamtzahl Parameter n

$$PRESS = \sum_{i=1}^n \left(\frac{e_i}{1 - h_{ii}} \right)^2 \quad 4-9$$

Predicted Residual Sums of Squares (PRESS) mit den Residuen $e_i = y_i - \hat{y}_i$ dem Versuchsergebnis für Parametersatz i y_i , dem geschätzten Regressionswert für Parametersatz i \hat{y}_i und dem i-ten Element der „Hat“-Matrix H h_{ii} mit $H = X(X'X)^{-1}X'$

$$R^2_{Pred} = 1 - \frac{PRESS}{SQ(Gesamt)} \quad 4-10$$

Neben zentral-zusammengesetzten Versuchsplänen eignen sich insbesondere optimale Versuchspläne zum Aufbau von Regressionsmodellen 2. Ordnung. Diese erlauben die Berechnung einer optimalen Allokation der Versuchspunkte. Im Gegensatz zu anderen Versuchsplänen bieten diese Pläne bei einer minimalen Versuchsanzahl die Möglichkeit, den Versuchsraum beliebig zu gestalten. Nicht sinnvolle bzw. unmögliche Versuchspunkte können dabei ausgeschlossen werden. Gleichzeitig wird die Einbindung vorhandener Ergebnisse ermöglicht. Ebenso kann die Modellform für jeden Parameter separat geeignet festgelegt werden. So können auch kategorische Faktoren oder nicht quadratische Einflüsse in ein und demselben Modell untersucht werden. Allerdings sind Erstellung und Auswertung – anders als bei den zentral-zusammengesetzten Versuchsplänen – nicht ohne geeignete Softwareprogramme möglich. Zudem sind die erstellten Versuchspläne nicht orthogonal, wenn auch die Abweichungen vom Orthogonalitätskriterium meist nur gering sind. Bei der Erstellung wird zwischen IV-Optimalität, D-Optimalität und A-Optimalität unterschieden. Erstere zielt auf eine minimale Breite des Vertrauensbereiches für das Modell im Versuchsbereich, zweitere auf eine größtmögliche Genauigkeit der Koeffizienten und drittere auf eine minimale Varianz der Regressionskoeffizienten ab. [309-310, 313-314]

Soll der Einfluss von Störgrößen auf Zielgrößen untersucht und minimiert werden, ergeben sich unterschiedliche Ansatzmöglichkeiten. Früher wurde zumeist das „Crossed-Array-Design“ angewendet. Die Versuchspläne bestehen hierbei aus einem inneren Feld zur Variation der steuerbaren Variablen und einem äußeren Feld, in dem Störgrößen gezielt variiert werden können. Eingesetzt werden hier entweder Taguchi-Versuchspläne oder faktorielle Versuchspläne. Nachteil dieser Methodik ist die hohe Versuchsanzahl, welche sich durch die Multiplikation der Versuchsanzahlen aus innerem und äußerem Feld ergibt, sowie die fehlende Möglichkeit, Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Größen auszuwerten. Gleichzeitig werden bei diesem Ansatz Haupteinflüsse und Wechselwirkungen vermischt. Über die Berechnung der Signal-Rausch-Verhältnisse können solche Parametereinstellungen des inneren Feldes gefunden werden, für die die Störgrößen einen geringeren Einfluss auf den Zielwert ausüben. [309, 311, 313]

Mit der Verfügbarkeit von Versuchsplanungssoftware wurde eine neue Methode zur Reduzierung des Einflusses von Störgrößen auf den Prozess und zur Einstellung robuster Prozessparameter entwickelt, die sogenannte „Propagation of Error“ (POE)-Methode. Hierzu werden Regressionsmodelle nach Gleichung 4-3 aufgebaut, welche sowohl Steuer- x_i als auch Störgrößen z_i enthalten. Basierend auf den aufgestellten Regressionsmodellen werden durch Minimierung des POE-Wertes für die Steuergrößen x_i Bereiche identifiziert, in welchem die als Störgrößen betrachteten Einflussgrößen zu einer möglichst geringen Varianz der Zielgröße führen. Berechnet wird der POE-Wert als Wurzel der Modellvarianz nach den Gleichungen 4-11 und 4-12. [311, 313-314]

$$Var(y) = \sigma_y^2 = \sum_{i=1}^k \left[\left(\frac{\delta y}{\delta z_i} \right)^2 \sigma_{z_i}^2 \right] + \sigma^2 \quad 4-11$$

mit der Residuenstandardabweichung σ , der Standardabweichung der Störgrößen σ_{z_i}

$$POE = \sqrt{Var(y)} \quad 4-12$$

4.4.2 Versuchskonzeption und -beschreibung

Ziel der durchzuführenden Untersuchungen ist die Ermittlung eines möglichst weitgehenden Prozessverständnisses sowie die Einstellung einer robusten Prozessführung bei der Verarbeitung von teilkristallinen Thermoplasten durch Laser-Sintern im Allgemeinen und Polyamid 12 im Besonderen. Die Versuche gliedern sich in vier aufeinanderfolgende Blöcke, welche mit ihren Variationsgrößen und Zielsetzungen schematisch in Bild 4-5 zusammengefasst sind und im Folgenden erläutert werden.

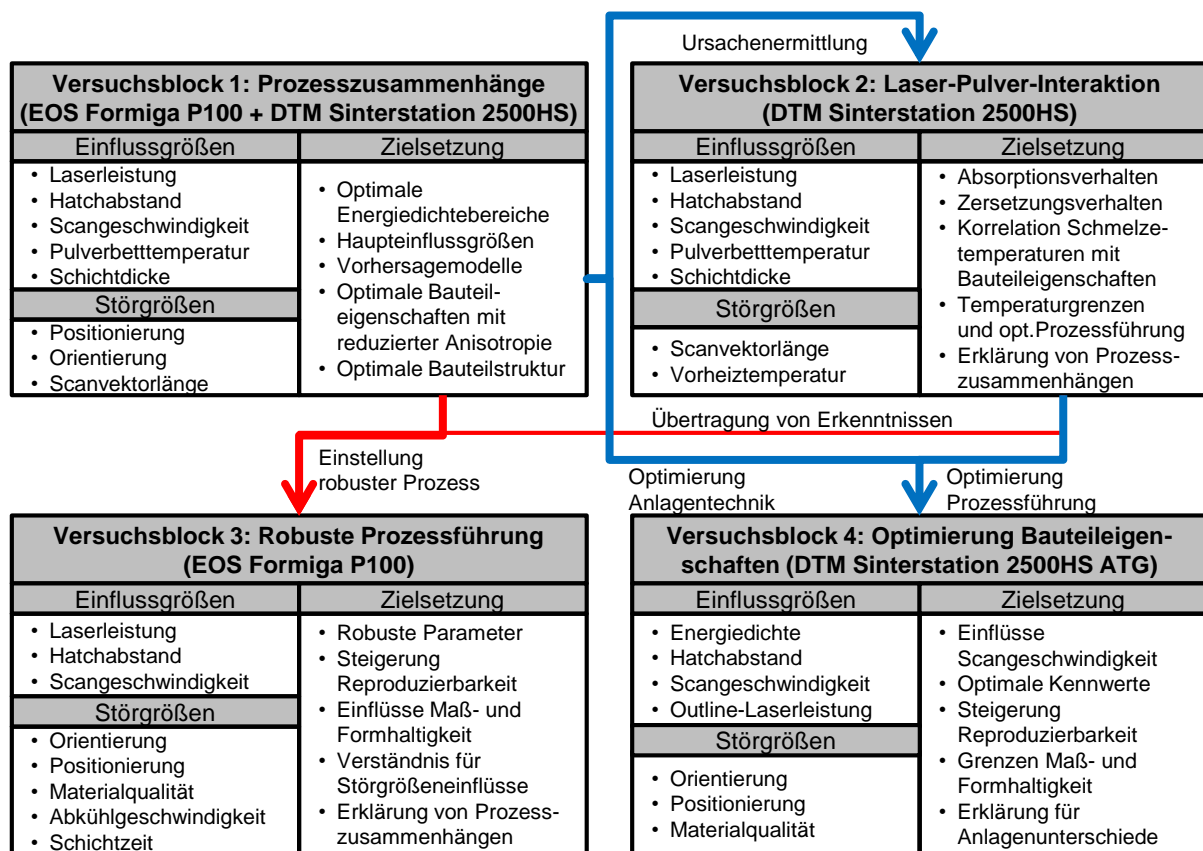


Bild 4-5: Schematische Darstellung der Versuchskonzeption mit vier aufeinander aufbauenden Versuchsblöcken

Versuchsblock 1: Prozesszusammenhänge

Ziel der Analysen in Block 1 ist, durch Anwendung statistischer Versuchsplanung die Haupteinflussgrößen auf die mechanischen Eigenschaften und die Bauteildichte beim Laser-Sintern zu identifizieren und die ermittelten Zusammenhänge durch Korrelationsgleichungen quantitativ zu beschreiben. Gleichzeitig sollen in weiterführenden Untersuchungen grundlegende Einflüsse auf die Ausbildung der Bauteilstruktur aufgedeckt und deren Auswirkung auf die Bauteileigenschaften bewertet werden. Als Haupteinflussgrößen wurden in Kapitel 2.3 die Fill-Laserleistung P , der Hatchabstand h , die Fill-Scangeschwindigkeit v , die Pulverbetttemperatur T_P sowie die Schichtstärke s identifiziert. Diese werden im Rahmen der Untersuchungen in üblichen Parameterbereichen für das Laser-Sintern variiert. Durch den Vergleich zweier vom Grundaufbau unterschiedlicher Anlagensysteme, einer EOS Formiga P100 und einer DTM Sinterstation 2500HS, können zudem allgemeingültige Zusammenhänge für das Laser-Sintern als auch maschinenspezifische Aussagen abgeleitet werden. Neben dem Grundaufbau unterscheiden sich die verwendeten Anlagensysteme vor allem in der Höhe der verwendeten Laserleistungen und Scangeschwindigkeiten. Die Parameterwerte für die Sinterstation (D) betragen hierbei jeweils das Doppelte der Werte für die Formiga (F).

Zur Durchführung der Untersuchungen wird ein standardisierter zentral-zusammengesetzter Versuchsplan verwendet. Der aufgestellte Versuchsplan erfüllt das Orthogonalitäts- sowie das Drehbarkeitskriterium (Gleichung 4-4 und 4-5). Hierzu sind zehn Wiederholungen des Zentralpunktversuches notwendig, sodass der resultierende Versuchsplan mit einem teilfaktoriellen 2^{5-1} -Würfelversuchsplan insgesamt 36 Einzelversuche V1 bis V36 aufweist. Aufgrund der Erfüllung des Orthogonalitäts- und Drehbarkeitskriteriums entspricht der Sternpunkt Abstand α vom Zentralpunkt für den gewählten Versuchsplan gerade dem doppelten Stufenabstand vom Zentralpunkt zu den Würfelpunkten. Der verwendete Versuchsplan 1 mit den entsprechenden Faktorstufenkombinationen und resultierenden Energiedichten ist in Tabelle 4-2 dargestellt. Die Energiedichten decken hierbei einen sehr breiten Bereich von $E_A = 0,016$ bis $0,050 \text{ J/mm}^2$ ab, und beinhalten somit Parametersätze im unteren Bereich sowie am oberen Rand des Verarbeitungsfensters von PA 12 nach Jain [237]. Neben den Laserleistungs- P und Scangeschwindigkeitswerten v unterscheiden sich zwischen beiden Anlagen zusätzlich die eingestellten Pulverbetttemperaturen T_P , da es sich hierbei jeweils um einen anlagenspezifischen Parameterwert handelt. [309]

Entsprechend der in Kapitel 4.4.1 beschriebenen Vorgehensweise werden, basierend auf den ermittelten Messergebnissen, Regressionsmodelle zweiter Ordnung aufgestellt, um die Prozesszusammenhänge zu beschreiben und Bauteileigenschaften vorherzusagen. Aus dem Stand der Technik [38] ist eine starke Positionsabhängigkeit der Bauteilkennwerte bekannt. Eine thermografische Charakterisierung der Pulverbettoberflächentemperaturen soll hier eine Korrelation zwischen Temperaturverteilung, Prozessparametern und maximaler Schwankungsbreite der Bauteileigenschaften ermöglichen. Auf dieser Basis sollen robuste Parameterbereiche mit einer nur geringen Beeinflussung durch die Inhomogenität der Vorheiztemperaturen identifiziert werden. Durch eine Betrachtung unterschiedlicher Bauteilorientierungen sollen zudem Bereiche mit einer reduzierten Anisotropie unter Maximierung der mechanischen Eigenschaften vor allem in Aufbaurichtung identifiziert werden. Neben der Bauteilplatzierung und der Bauteilorientierung wird im Rahmen der Untersuchungen die Scanvektorlängenabhängigkeit der Bauteildichte als dritte Variationsgröße realer Bauteile betrachtet.

Tabelle 4-2: Versuchsplan 1 zur Bestimmung von Prozesszusammenhängen zwischen Prozessparametern und Bauteileigenschaften bzw. Schmelzetemperaturen

	A	B	C	D	E	Energiedichte	
	Laserleistung ² P [W]	Hatchabstand h [mm]	Scangeschwindigkeit ² v [mm/s]	Pulverbetttemperatur ² T _P [°C]	Schichtdicke ³ s [mm]	Flächenenergiedichte E _A [J/mm ²]	Volumenenergiedichte E _V [J/mm ³]
V1	39/ 19,5	0,15	7000/ 3500	175/ 174	0,15	0,037	0,25
V2	46/ 23	0,15	7000/ 3500	175/ 174	0,1	0,044	0,44
V3	39/ 19,5	0,25	7000/ 3500	175/ 174	0,1	0,022	0,22
V4	46/ 23	0,25	7000/ 3500	175/ 174	0,15	0,026	0,18
V5	39/ 19,5	0,15	10000/ 5000	175/ 174	0,1	0,026	0,26
V6	46/ 23	0,15	10000/ 5000	175/ 174	0,15	0,031	0,20
V7	39/ 19,5	0,25	10000/ 5000	175/ 174	0,15	0,016	0,10
V8	46/ 23	0,25	10000/ 5000	175/ 174	0,1	0,018	0,18
V9	39/ 19,5	0,15	7000/ 3500	177/ 176	0,1	0,037	0,37
V10	46/ 23	0,15	7000/ 3500	177/ 176	0,15	0,044	0,29
V11	39/ 19,5	0,25	7000/ 3500	177/ 176	0,15	0,022	0,15
V12	46/ 23	0,25	7000/ 3500	177/ 176	0,1	0,026	0,26
V13	39/ 19,5	0,15	10000/ 5000	177/ 176	0,15	0,026	0,17
V14	46/ 23	0,15	10000/ 5000	177/ 176	0,1	0,031	0,31
V15	39/ 19,5	0,25	10000/ 5000	177/ 176	0,1	0,016	0,16
V16	46/ 23	0,25	10000/ 5000	177/ 176	0,15	0,018	0,12
V17	35,5/ 17,75	0,2	8500/ 4250	176/ 175	0,125 (0,12)	0,021	0,17
V18	49,5/ 24,75	0,2	8500/ 4250	176/ 175	0,125 (0,12)	0,029	0,23
V19	42,5/ 21,75	0,1	8500/ 4250	176/ 175	0,125 (0,12)	0,050	0,40
V20	42,5/ 21,75	0,3	8500/ 4250	176/ 175	0,125 (0,12)	0,017	0,13
V21	42,5/ 21,75	0,2	5500/ 2750	176/ 175	0,125 (0,12)	0,039	0,31
V22	42,5/ 21,75	0,2	11500/ 5750	176/ 175	0,125 (0,12)	0,018	0,15
V23	42,5/ 21,75	0,2	8500/ 4250	174/ 173	0,125 (0,12)	0,025	0,20
V24	42,5/ 21,75	0,2	8500/ 4250	178/ 177	0,125 (0,12)	0,025	0,20
V25	42,5/ 21,75	0,2	8500/ 4250	176/ 175	0,075 (0,08)	0,025	0,33
V26	42,5/ 21,75	0,2	8500/ 4250	176/ 175	0,175 (0,18)	0,025	0,14
V27-V36	42,5/ 21,75	0,2	8500/ 4250	176/ 175	0,125 (0,12)	0,025	0,20

Zur Herstellung der für die Versuchsauswertung notwendigen Probekörper wird für beide Anlagensysteme jeweils ein spezifischer Versuchsbaujob (Bild 4-6a und b) zusammengestellt, welcher für die zehn einzelnen Bauprozesse je Anlage nicht verändert wird. Ein Versuchsbaujob enthält jeweils Probekörper für fünf unterschiedliche Einzelversuche. Parametersätze identischer Schichtdicke und Pulverbetttemperatur werden jeweils – soweit möglich – in einem Baujob zusammengefasst, um die Bauprozessanzahl zu reduzieren. Überzählige Probekörper in einem Baujob werden jeweils mit Standardparametern generiert, um stark schwankende Zykluszeiten aufgrund unterschiedlicher Probekörperanzahlen zu vermeiden. Je Parametersatz werden insgesamt 25 Zugstäbe (nach DIN EN ISO 3167 Typ A) unterschiedlicher Orientierung sowie 15 Dichtewürfel (vgl. Bild 4-1) unterschiedlicher Scanvektorenlänge L_S hergestellt. Um eine ungewünschte Beeinflussung der Ergebnisse durch die Temperaturverteilung auf der Pulverbettfläche zu vermeiden, werden die Probekörper eines jeden Parameters gleichmäßig im Bauraum verteilt. Verwendung findet jeweils nach den herstellerspezifischen Auffrischstrategien aufbereitetes PA 2200 Pulver.

² DTM Sinterstation 2500HS (VX D)/ EOS Formiga P100 (VX F)

³ Schichtdicke nur auf zwei Ziffern genau in Steuerung umsetzbar. Daher Korrektur der Werte auf Standardwerte von 80 µm, 120 µm und 180 µm

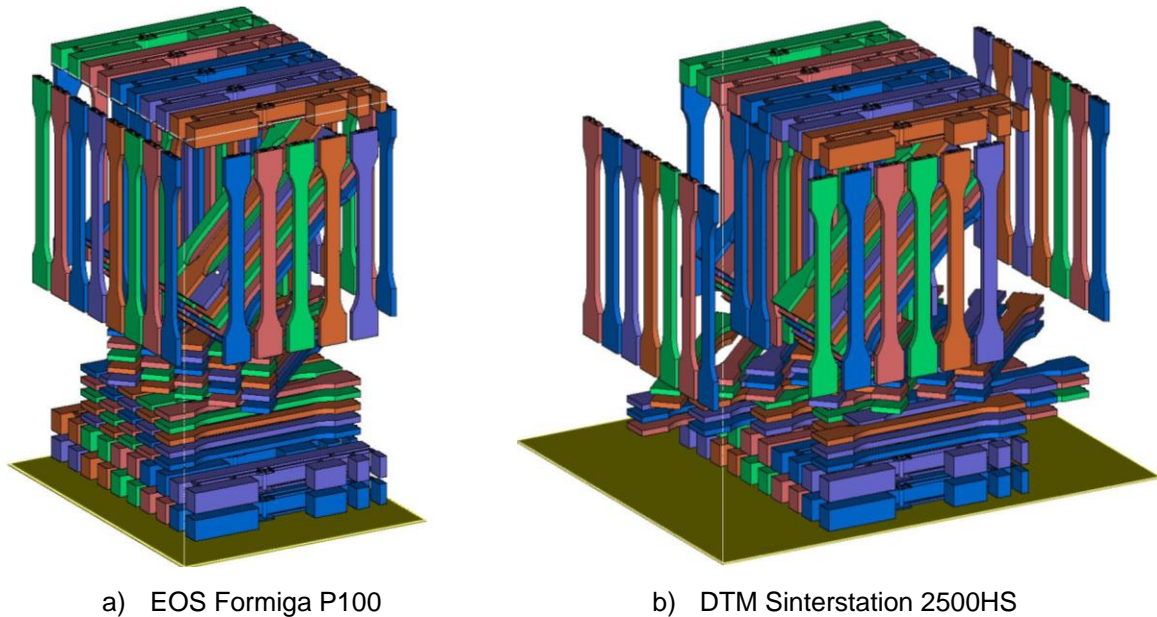


Bild 4-6: Anlagenspezifische Bauteilanordnung zur Ermittlung von Prozesszusammenhängen

Die hergestellten Zugstäbe weisen fünf unterschiedliche Orientierungen bzw. Platzierungen im Bauraum auf, welche im Rahmen der Auswertung als Vereinfachung der Bezeichnung nach ASTM F2921 nach Tabelle 4-3 benannt werden, wobei die exakte Position im Bauraum vernachlässigt wird [315]. Die in Aufbaurichtung orientierten und in Bauraummitte platzierten Zugstäbe werden als z90 bezeichnet, während die entlang des Bauraumrandes platzierten Probekörper (vgl. Bild 4-6) zur Unterscheidung als z90außen benannt sind.

Tabelle 4-3: Bezeichnung der Zugstabplatzierung und -orientierung für Versuchsplan 1

Bezeichnung	Orientierung nach ASTM F2921			
	Ausgangsorientierung	A (x-Achse)	B (y-Achse)	C (z-Achse)
x0	xy	0°	0°	0°
xy45	xy	0°	0°	45°
xz45	xy	0°	-45°	0°
z90	xy	0°	-90°	0°
z90außen	xy	0°	-90°	0°/90°

Versuchsblock 2: Laser-Pulver-Interaktion

In Versuchsblock 2 sollen die Temperaturen bei der Laser-Pulver-Wechselwirkung im LS-Prozess mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeits-IR-Kamera grundlegend analysiert werden, um die in Kapitel 2.2.7 divergierenden Ergebnisse in diesem Bereich zu konkretisieren. Unter Verwendung des in Kapitel 9.1.2 beschriebenen Messaufbaus und der in Kapitel 4.3 beschriebenen Vorgehensweise, soll eine Charakterisierung der Schmelzetemperaturen während und nach der Laserbelichtung, der sich einstellenden Temperaturverteilungen im belichteten Querschnitt sowie der sich bei der Wechselwirkung mit dem Laser einstellenden Heizraten erfolgen. Die Versuche werden hierzu für die Sinterstation 2500HS unter Anwendung der Versuchsparameter aus Tabelle 4-2 und Nutzung von schwarzem PA 2202 durchgeführt. Ziele der Untersuchungen sind einerseits die Ermittlung einer oberen Verarbeitungsgrenze für den Energieeintrag beim Laser-Sintern durch Analyse des Zersetzungsverhaltens bei hohen Schmelzetemperaturen sowie andererseits die Ermittlung von Ursachen für gefundene Zusammenhänge bei den mechanischen Eigenschaften, Bauteildichten und der Bauteilstruktur. Aufgrund der Abhängigkeit des Schmelzetemperaturverlaufes von der Wechselwirkungszeit und Pausendauer zwischen aufeinanderfolgenden Belichtungen eines einzelnen Punktes [45, 316], erfolgt zudem eine scanvektorlängenabhängige Betrachtung der Einflüsse. Anschließend sollen die ermittelten Schmelzetemperaturverläufe mit den Bauteileigenschaften korreliert werden, um auf Basis der ermittelten Zusammenhänge und

der aufgestellten Korrelationsmodelle optimale Verarbeitungstemperaturbereiche für das Laser-Sintern sowie Aussagen zur Optimierung der Prozessführung abzuleiten.

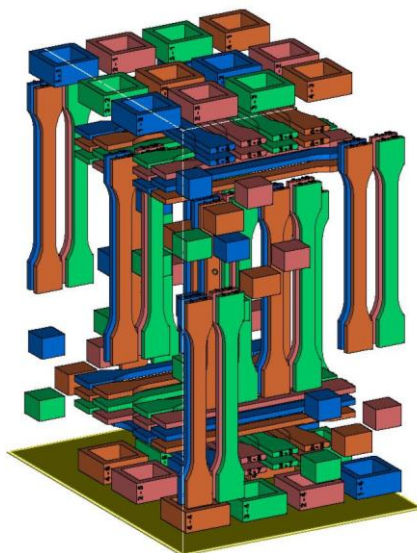
Versuchsblock 3: Robuster Prozess

Grundlage für die Einstellung eines gegenüber Störgrößen robusten Prozesses ist die Ermittlung eines optimalen Parameterfensters. Am Beispiel der EOS Formiga P100 soll innerhalb des optimalen Verarbeitungsfensters unter Anwendung statistischer Versuchsmethoden die Parametereinstellungskombination gefunden werden, welche auf Schwankungen von Störgrößen mit einer möglichst geringen Veränderung der Bauteileigenschaften reagiert. Neben den Steuergrößen Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Hatchabstand werden zu diesem Zweck die Störgrößen Orientierung, Platzierung, Materialqualität und Entnahmetemperatur des Pulverkuchens gezielt variiert. Im Rahmen des Versuches wird die Materialqualität oberhalb des in [34] ermittelten MVR-Grenzwertes von $20 \text{ cm}^3/10 \text{ min}$ durch Variation der Auffrischrate A_R auf verschiedene MVR-Wertniveaus eingestellt. Auf Basis unterschiedlicher Abkühlzeiten des Bauraumes innerhalb der Anlage wird das Abkühlverhalten des Pulverbettes gezielt modifiziert, um den Einfluss einer schnellen Entnahme auf die Bauteilqualität zu untersuchen. Im Rahmen der Versuche wird lediglich die Abkühlzeit innerhalb der Maschine variiert. Insbesondere diese Zeit beeinflusst die Produktivität der Anlage, da diese in einem solchen Falle ohne laufende Produktion belegt ist. Dazu wird der Baubehälter bei Erreichen unterschiedlicher Pulverbettoberflächentemperaturniveaus T_E aus der Anlage entnommen. Außerhalb der Maschine können die Bauteile zumeist in Ruhe auf übliche Auspacktemperaturen auskühlen; eine Ausnahme hiervon bilden zeitkritische Lieferungen. Im Rahmen der Versuche werden die Bauteile stets bis zum Erreichen der Umgebungstemperatur im Pulverbett belassen. Eine Untersuchung von Effekten bei hohen Auspacktemperaturen erfolgt nicht, da hierbei aufgrund zufälliger Einflüsse sowie möglicher Bauteilverformungen keine Reproduzierbarkeit für die Versuchsreihe gewährleistet werden kann.

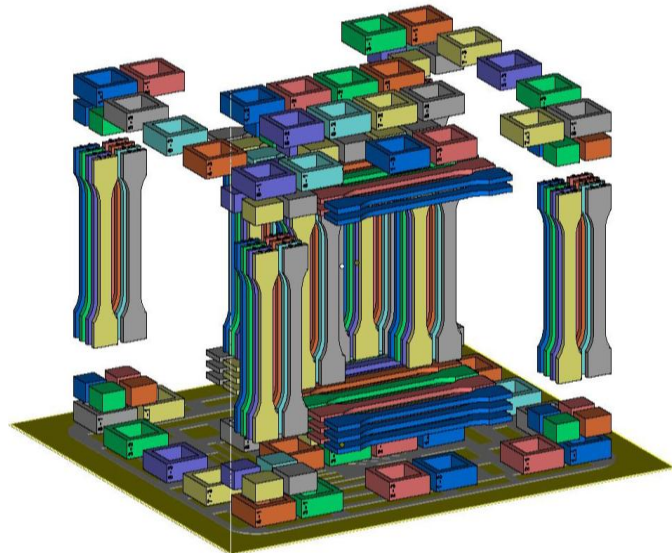
Der gegenüber den variierten Störgrößen robuste Parametersatz wird auf Basis eines computergenerierten IV-optimalen Versuchsplanes unter Anwendung der POE-Methode (vgl. Kapitel 4.4.1) ermittelt. In Tabelle 4-4 ist der daraus resultierende Versuchsplan 2 mit 31 Einzelversuchen dargestellt. Die Energiedichte wird auf Basis der Ergebnisse aus Versuchsblock 1 in einem Bereich von $E_A = 0,022$ bis $0,051 \text{ J/mm}^2$ variiert. Die Schichtdicke und Pulverbetttemperatur wird im Rahmen des Versuchs auf $s = 0,1 \text{ mm}$ bzw. $T_P = 174,5 \text{ °C}$ festgelegt. Zur Erzeugung der notwendigen Probekörper werden zehn Bauprozesse mit der in Bild 4-7a dargestellten Bauteilanordnung durchgeführt. Die Probekörper werden hierbei zur Erfassung maximaler positionsbedingter Abweichungen in allen drei Raumrichtungen möglichst homogen über den Bauraum verteilt. Neben den mechanischen Eigenschaften und der Bauteildichte wird zusätzlich der Einfluss der Parameter und Störgrößen auf die Maß- und Formhaltigkeit der Bauteile unter Nutzung des Rahmenkörpers aus Kapitel 4.2.5 analysiert. Für die mechanischen Eigenschaften werden lediglich Probekörper in der Bauebene (x0/y0) sowie in Aufbaurichtung (z90) hergestellt. Im Rahmen der Auswertungen erfolgt jedoch eine Unterscheidung zwischen der Platzierung in Bauraummitte (z90) sowie den Ecken (z90 Ecken und z90 Ecke vl). Hierbei wird die vordere linke Ecke separat betrachtet, da schon Untersuchungen in [38] für die betrachtete Anlage dort die schlechtesten mechanischen Kennwerte im gesamten Bauraum zeigten. Jeder Baujob enthält vier Prozessparameterkombinationen. Pro Parametersatz werden hierbei je zehn liegende bzw. stehende Zugstäbe, sechs Rahmenkörper sowie acht Dichtewürfel hergestellt. Überzählige Probekörper in einem Baujob ohne Zuordnung eines Parametersatzes aus Versuchsplan 2 werden mit Standardparametern für die Formiga generiert und, im Gegensatz zu Block 1, als Referenz ausgewertet. Der Standardparameter nutzt eine Energiedichte von $E_V = 0,34 \text{ J/mm}^3$ bei einer Laserleistung von $P = 21 \text{ W}$, einer Scangeschwindigkeit von $v = 2500 \text{ mm/s}$ und einem Hatchabstand von $h = 0,25 \text{ mm}$.

Tabelle 4-4: Versuchsplan 2 zur Validierung der für die Formiga aufgestellten Prozesszusammenhänge und zur Einstellung eines gegenüber Störeinflüssen robusten Prozesses

	A	B	C	D	E	Energiedichte	
	Laserleistung P [W]	Hatchabstand h [mm]	Scan- geschwindigkeit v [mm/s]	Entnahme- temperatur Bauteilhalter T _E [°C]	Auffrischrate A _R [%]	Flächen- energie- dichte E _A [J/mm ²]	Volumen- energie- dichte E _V [J/mm ³]
F1	20	0,15	3300	30	33,33	0,040	0,40
F2	20	0,15	3300	70	66,66	0,040	0,40
F3	22	0,17	3900	50	33,33	0,033	0,33
F4	22	0,17	3700	50	50	0,035	0,35
F5	23	0,15	4500	30	33,33	0,034	0,34
F6	20	0,2	4500	70	66,66	0,022	0,22
F7	22	0,17	3900	70	50	0,033	0,33
F8	22	0,17	3900	70	50	0,033	0,33
F9	25	0,18	3500	70	66,66	0,040	0,40
F10	20	0,19	3300	30	66,66	0,032	0,32
F11	21	0,2	4100	30	50	0,026	0,26
F12	25	0,15	3300	70	33,33	0,051	0,51
F13	25	0,19	3500	30	33,33	0,038	0,38
F14	20	0,2	3300	70	33,33	0,030	0,30
F15	25	0,17	4500	50	50	0,033	0,33
F16	22	0,18	4500	50	50	0,027	0,27
F17	20	0,16	4500	30	66,66	0,028	0,28
F18	24	0,2	3300	50	50	0,036	0,36
F19	23	0,2	3900	50	66,66	0,029	0,29
F20	20	0,2	4500	50	33,33	0,022	0,22
F21	24	0,15	4500	70	66,66	0,036	0,36
F22	24	0,2	3300	50	50	0,036	0,36
F23	22	0,17	3700	50	50	0,035	0,35
F24	25	0,2	4300	70	33,33	0,029	0,29
F25	22	0,17	3900	50	33,33	0,033	0,33
F26	23	0,15	3300	30	66,66	0,046	0,46
F27	25	0,17	4500	50	50	0,033	0,33
F28	20	0,15	3900	50	66,66	0,034	0,34
F29	25	0,2	4500	30	66,66	0,028	0,28
F30	20	0,15	4500	70	33,33	0,030	0,30
F31	25	0,15	3900	30	50	0,043	0,43



a) Validierung EOS Formiga P100



b) Validierung DTM Sinterstation 2500HS

Bild 4-7: Anlagenspezifische Bauteilanordnung zur Validierung der Ergebnisse und zur Einstellungen eines gegenüber Störgrößen robusten Prozesses

Abschließend wird der in Block 1 als optimal und Block 3 als robust ermittelte Parametersatz unter Variation der Störgröße Schichtzeit im Vergleich zu den Standardparametern der Formiga validiert. Hierzu wird die Anzahl an Prüfkörpern pro Schicht verändert. Diese hängt

stark von Form und Größe sowie Orientierung der Probekörper ab. Somit ergeben sich für die unterschiedlichen Eigenschaften folgende Teilezahlen pro Schicht:

- Mechanische Eigenschaften xy-Ebene: 3 bis 15 Zugstäbe
- Mechanische Eigenschaften z-Richtung: 25 bis 175 Zugstäbe
- Bauteildichte: 5 bis 40 Dichtewürfel
- Maßhaltigkeit: 5 bis 25 Rahmenkörper

Im Falle größerer Versuchsreihen mit höheren Bauteilanzahlen und mehreren Versuchsparametersätzen pro Schicht, ist eine gezielte und sinnvolle Variation der Schichtzeit kaum umsetzbar. Entweder steigt die Anzahl der Bauprozesse überproportional stark an oder die Schichtzeit kann nur in begrenztem Umfang variiert werden. Daher wird die Schichtzeit im Rahmen der Versuche von den anderen Störgrößen getrennt betrachtet.

Versuchsblock 4: Optimierung Bauteileigenschaften

In Versuchsblock 4 erfolgt die Validierung der Prozesszusammenhänge für die DTM Sinterstation 2500HS. Für diese Versuchsreihe wird eine mit Hilfe eines ATG-Upgrades modifizierte Version der Anlage mit einer verbesserten Temperaturführung sowie einer optimierten Laser-Window-Spülung verwendet, vgl. Kapitel 9.2. Es soll überprüft werden, ob die durchgeführten Anlagenoptimierungen zu einer verbesserten Reproduzierbarkeit der Bauteileigenschaften führen und gleichzeitig geeignet sind, Unterschiede zwischen den betrachteten Analogensystemen hinsichtlich der Bauteileigenschaften zu reduzieren. Besonderer Fokus in dieser Versuchsreihe liegt auf der Identifizierung einer optimalen Scangeschwindigkeit beim Laser-Sintern. Dadurch soll die Frage beantwortet werden, bis zu welcher Scangeschwindigkeit bzw. minimalen Wechselwirkungszeit von Laser und Pulver mit keinen Einbußen bei der Bauteilqualität zu rechnen ist. Dazu wird diese zwischen einem niedrigen Wert von $v = 4000 \text{ mm/s}$, wie er standardmäßig für EOS-Maschinen verwendet wird, und einer Maximalgeschwindigkeit von $v = 11.500 \text{ mm/s}$, welche nahezu den bei 3D-Systemen verwendeten Scangeschwindigkeiten entspricht, variiert. Die Volumenenergiedichte wird in einem Bereich zwischen $E_v = 0,33$ und $0,41 \text{ J/mm}^3$ eingestellt, wobei jeweils die Laserleistung an die entsprechende Scangeschwindigkeit angepasst wird. Der Hatchabstand bleibt dagegen für die Versuchsreihe konstant bei $h = 0,15 \text{ mm}$, die Schichtdicke bei $s = 0,1 \text{ mm}$ und die Pulverbetttemperatur bei $T_p = 175 \text{ °C}$. Neben den Parametern Volumenenergiedichte E_v und Scangeschwindigkeit v wird zusätzlich, wie in Versuchsblock 3, die Störgröße Materialqualität gezielt variiert, um den Einfluss dieser Größe auf das Bauteilergebnis zu untersuchen. Als Versuchsplan dient ein IV-optimaler Versuchsplan mit 26 Einzelversuchen (Tabelle 4-5). Diese 26 Einzelversuche werden in vier Baujobs (Bild 4-7b) zusammengefasst. Jeder Baujob enthält Probekörper für 8 Parametersätze. Ergänzend wird exemplarisch der Effekt des Energieeintrages in die Bauteilumrandung analysiert, um dessen Auswirkung auf die Schichtanbindung und die Oberflächenrauheit zu bestimmen. Hierzu wird die Outline-Laserleistung auf drei Stufen (5 W, 12 W und 19 W) variiert.

Tabelle 4-5: Versuchsplan 3 zur Validierung der für die Sinterstation aufgestellten Prozesszusammenhänge und zur Identifizierung optimaler Scangeschwindigkeiten

	A	B	C	Berechnete Laserleistung P [W]	Flächenenergie- dichte E _A [J/mm²]
	Volumenenergie- dichte E _V [J/mm³]	Scangeschwindig- keit v [mm/s]	Auffrischrate A _R [%]		
D1	0,41	4000	70	24,6	0,041
D2	0,39	5500	70	32,2	0,039
D3	0,33	10000	70	49,5	0,033
D4	0,37	8500	70	47,2	0,037
D5	0,39	7000	60	41,0	0,039
D6	0,37	11500	70	63,8	0,037
D7	0,39	11500	50	67,3	0,039
D8	0,37	11500	60	63,8	0,037
D9	0,33	4000	60	19,8	0,033
D10	0,35	4000	50	21,0	0,035
D11	0,39	11500	50	67,3	0,039
D12	0,41	4000	50	24,6	0,041
D13	0,39	7000	50	41,0	0,039
D14	0,37	4000	60	22,2	0,037
D15	0,35	5500	70	28,9	0,035
D16	0,35	8500	60	44,6	0,035
D17	0,33	4000	70	19,8	0,033
D18	0,41	8500	60	52,3	0,041
D19	0,33	7000	50	34,7	0,033
D20	0,35	8500	60	44,6	0,035
D21	0,41	8500	60	52,3	0,041
D22	0,33	11500	60	56,9	0,033
D23	0,39	7000	60	41,0	0,039
D24	0,33	11500	50	56,9	0,033
D25	0,37	4000	60	22,2	0,037
D26	0,41	11500	70	70,7	0,041

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Prozesszusammenhänge und maßgebliche Einflüsse auf die Bauteileigenschaften

Der in Kapitel 2.2 beschriebene Stand der Technik zeigt zahlreiche Wissenslücken in Bezug auf die Prozesszusammenhänge beim Laser-Sintern von Kunststoffen. Zwar wurden insbesondere zur Ermittlung von Korrelationen zwischen Prozessparametern und Bauteileigenschaften zahlreiche Untersuchungen durchgeführt (Kapitel 2.2.6). Diese ermöglichen jedoch aufgrund von zu stark vereinfachten Betrachtungen oder zu kleinen Variationsbereichen keine detaillierten oder quantitativen Aussagen über die maßgeblichen Prozesszusammenhänge und die wirkenden Haupteinflüsse beim Laser-Sintern. Ziel der folgenden Ausführungen ist, diese Wissenslücken durch grundlegende Betrachtungen zu schließen und auf dieser Basis allgemeingültige Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern und der Bauteilstruktur sowie den Bauteileigenschaften aufzubauen. Gleichzeitig sollen die für die so ermittelten Beziehungen ursächlichen Mechanismen untersucht werden.

5.1.1 Charakterisierung der verwendeten Materialqualitäten

Den Ausführungen in Kapitel 2.2.2 entsprechend, üben materialspezifische Effekte – in erster Linie die Schmelzeviskosität des Materials – starken Einfluss auf die Bauteilqualität aus. Im Rahmen von Voruntersuchungen des Autors in [34] und [35] wurden für die darin betrachteten Anlagensysteme solche Grenzwerte für die Materialviskosität in Form von MVR-Werten ermittelt, oberhalb derer mit guten Bauteileigenschaften gerechnet werden kann. Diese liegen für die EOS Formiga P100 bei einem MVR-Wert von ca. 20 cm³/10 min bzw. für die DTM Sinterstation 2500HS bei etwa 25 cm³/10 min. Entsprechend wird bei den im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Versuchen die Qualität der verwendeten Materialien jeweils durch MVR-Messungen nach Kapitel 4.1.1 abgesichert. Für die Versuche auf der Formiga wird eine von EOS empfohlene Auffrischrate von $A_R = 50\%$ verwendet. Die entsprechenden Materialmischungen weisen einen MVR-Wert von $37,0 \pm 3,7$ cm³/10 min auf. Das Material verfügt somit über eine sehr gute Schmelzefließfähigkeit, die weit oberhalb der ermittelten Viskositätsgrenzen liegt. Das Material für die Sinterstation wird entsprechend der von 3D-Systems empfohlenen Auffrischstrategie aus 33 % Altpulver, 33 % Überlaufpulver sowie 33 % Neupulver aufbereitet. Als Mittel für die aufbereiteten Pulverchargen ergibt sich hier ein MVR-Wert von $25,0 \pm 1,1$ cm³/10 min. Anders als für die Formiga, bewegt sich die Materialqualität somit unmittelbar an der aufgestellten Grenze. Entsprechend der Ergebnisse aus [34] ist daher vor allem für niedrigere Energiedichten mit einer Verschlechterung der Kennwerte aufgrund der Materialqualität zu rechnen.

5.1.2 Allgemeine Zusammenhänge zum Energieeintrag

Zur Aufstellung von Zusammenhängen zwischen Prozessführung und Bauteileigenschaften werden Parameterstudien nach der in Kapitel 4.4 beschriebenen Versuchsmethodik und dem Versuchsplan 1 nach Tabelle 4-2 durchgeführt. Die auf Basis des zentral-zusammengesetzten Versuchsplanes für beide betrachteten Anlagensysteme ermittelten Einzelkennwerte sind gemeinsam mit ihren jeweiligen Standardabweichungen im Anhang in Tabelle 9-3 bis Tabelle 9-8 zusammengefasst. Die entsprechenden Werte sind dabei im Falle der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Orientierung und im Falle der Bauteildichte in Abhängigkeit der Scanvektorstärke angegeben. Zur Auswertung der Messdaten werden die jeweiligen Kennwerte mit der Energiedichte als übliche Kenngröße zur Beschreibung des Energieeintrages beim Laser-Sintern korreliert [45-46, 165].

Bauteildichte:

In Bild 5-1a und b sind die Verläufe der nach Kapitel 4.2.1 bestimmten Bauteildichte ρ_B dargestellt. Für beide Anlagensysteme ergibt sich unabhängig von der Scanvektorstärke ein mit zunehmender Volumenenergiedichte nicht linearer Anstieg der Bauteildichte. Dabei werden für geringe Volumenenergiedichten E_V von unter $0,15 \text{ J/mm}^3$ für die Formiga bzw. unter $0,175 \text{ J/mm}^3$ für die Sinterstation nur unzureichende Bauteildichten ($\rho_B < 0,9 \text{ g/cm}^3$) erzielt. Im Ergebnis liegen Bauteile überdurchschnittlicher Porosität vor. Erst oberhalb dieser Energieeinträge weisen die Bauteile bessere Dichtewerte auf. Erfährt die Energiedichte eine weitere Steigerung, erreicht der Verlauf einen Bereich, innerhalb dessen eine zunehmende Energiedichte zu keiner signifikanten Steigerung der Bauteildichte führt (orange schraffierte Bereiche). Erst oberhalb dieser Grenzennergiedichte ergeben sich für ausreichend große Bauteile ($L_S \geq 25 \text{ mm}$) hohe Dichten von über $0,97 \text{ g/cm}^3$. Dabei kann jedoch für keine Einstellung der Parameter die Feststoffdichte von PA 12 von $1,02 \text{ g/cm}^3$ [279, 317] erreicht werden. Gründe dafür liegen in der Einbeziehung der Oberflächenrauheit in die Dichtermittlung sowie in der beim Laser-Sintern üblichen Restporosität im Bauteil. Für die Formiga wird der Bereich höchster Bauteildichten von der Scanvektorstärke unabhängig bei einer Volumenenergiedichte von $E_V \approx 0,225 \text{ J/mm}^3$ erreicht (Bild 5-1a), während bei der DTM Sinterstation 2500HS ca. $0,25 \text{ J/mm}^3$ erforderlich sind (Bild 5-1b). Beide Werte decken sich annähernd mit denen aus dem Stand der Technik (vgl. Kapitel 2.2.6), wenn auch eine leichte Grenzverschiebung hin zu höheren Energiedichten zu verzeichnen ist. Der Unterschied zwischen den betrachteten Anlagen resultiert vermutlich aus den voneinander abweichenden Temperatureinstellungen der Anlagen mit unterschiedlichen Pulverbetthärten oder aus den verschiedenen Scangeschwindigkeiten. Diese sind bei der DTM Sinterstation 2500HS doppelt so hoch wie bei der Formiga. Dieser grundlegende Effekt soll auch für die weiteren Untersuchungen zu den mechanischen Eigenschaften evaluiert werden.

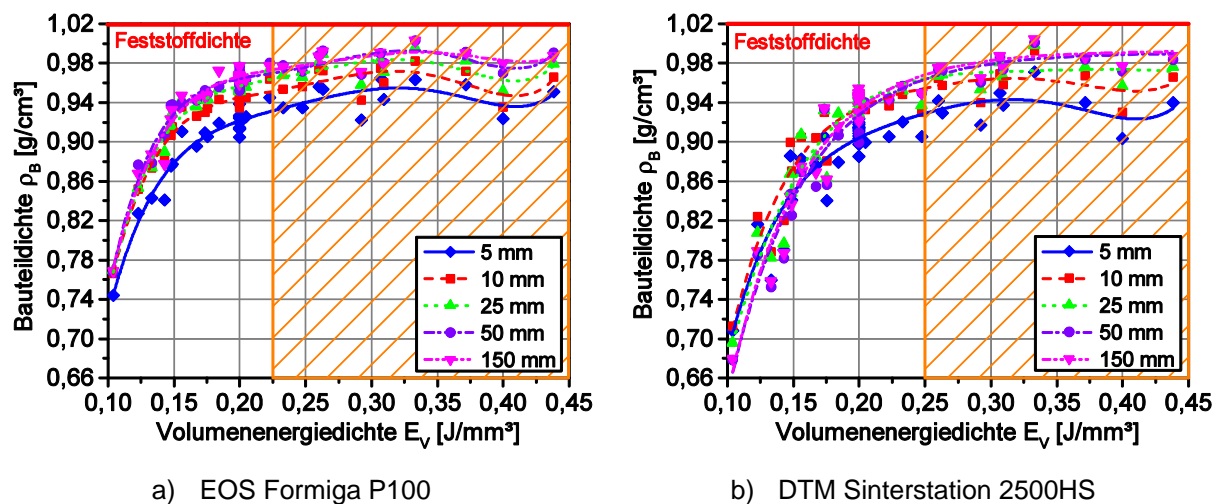
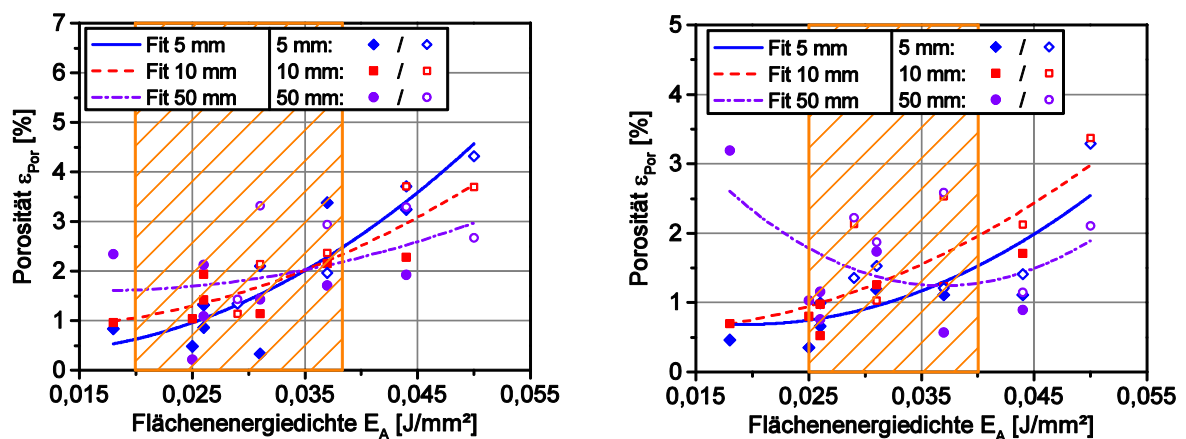


Bild 5-1: Scanvektorstärkenabhängige Bauteildichte ρ_B als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Für beide Anlagensysteme ergibt sich zudem eine Abhängigkeit der Bauteildichte ρ_B von der Scanvektorstärke L_S . So ist ein Absinken der Dichte mit abnehmender Scanvektorstärke zu beobachten. Ein Vergleich mit exemplarisch durchgeführten lichtmikroskopischen Untersuchungen nach Kapitel 4.2.3 (Bild 5-2) verdeutlicht, dass die gemessenen Dichteunterschiede in den meisten Fällen auf den zunehmenden Anteil an Randporosität am Gesamtvolumen für kleinere Bauteilgrößen (vgl. Bild 4-1) zurückgeführt werden kann. Insgesamt betrachtet zeigt sich, dass bei geeignetem Energieeintrag für alle Scanvektorstärken und für beide Anlagensysteme niedrige Restporositäten ε_{Por} von nur ein bis zwei Prozent erreicht werden können, was sich mit den Ergebnissen von Dupin in [318] für andere PA 12-Materialien deckt, Bild 5-2. Dies entspricht Bauteildichten von $1,00$ bzw. $1,01 \text{ g/cm}^3$, welche nur vereinzelt bei

der Dichtebestimmung durch Vermessen des Bauteils ermittelt werden. Derart niedrige Porositäten bzw. hohe Bauteildichten werden hierbei vorrangig für niedrige Schichtdicken ($s \leq 0,10$ mm) erzielt, während sich für höhere Schichtstärken ($s \geq 0,12$ mm) tendenziell schlechtere Werte einstellen, Bild 5-2. Um entsprechend gute Kennwerte einzustellen, sollte der Flächenenergieeintrag für die Formiga etwa im Bereich von $E_A = 0,020$ bis $0,038$ J/mm² bzw. für die Sinterstation etwa zwischen $E_A = 0,025$ und $0,040$ J/mm² liegen. Vor allem der untere Grenzwert deckt sich mit den ermittelten Grenzen bei den Dichtemessungen aus Bild 5-1. Für größere Scanvektorklängen von $L_S = 50$ mm ist für beide Anlagensysteme unterhalb des optimalen Bereiches eine mehr oder weniger deutliche Zunahme der Porosität $\varepsilon_{Por,A}$ als Kennzeichen einer unzureichenden Versinterung zu beobachten. Gleichzeitig steigt die Porosität ε_{Por} oberhalb der ermittelten Grenzen mit zunehmendem Energieeintrag deutlich an. Dieser Effekt verstärkt sich im Falle kleiner Scanvektorklängen ($L_S \leq 10$ mm). Hier führen die verkürzten Pausenzeiten zwischen aufeinanderfolgenden Belichtungen eines Punktes [45, 50] kombiniert mit dem höheren Energieeintrag zu einer Zunahme der Schmelztemperaturen und Heizraten [319]. Eine mögliche Ursache für die Zunahme der Porosität könnte das Eintreten von Materialzersetzungs- oder -verdampfungseffekten sein. Gestützt wird diese These durch den deutlichen Anstieg der Porosität ε_{Por} bei der höchsten eingebrachten Energiedichte ($E_A = 0,050$ J/mm²). Die Maximalwerte liegen bei ca. 4,5 % für die Formiga und ca. 3,5 % für die Sinterstation. Auch die Dichtemessungen aus Bild 5-1 zeigen für den entsprechenden Parametersatz mit der zugehörigen Volumenenergiedichte von $E_V = 0,4$ J/mm³ eine deutliche Dichteabnahme. Nach Jain setzen ab $E_A = 0,048$ J/mm² erste Materialzersetzungseffekte ein [233, 237], sodass der beobachtete Abfall der Dichte ρ_B wahrscheinlich auf einen solchen zurückzuführen ist. Zusätzlich zeigen die der Auswertung zugrunde liegenden Mikroskopieaufnahmen (Tabelle 9-9 und Tabelle 9-10) bei hohen Energiedichten das Auftreten von rundlichen Poren. Diese Porenform bildet sich beim Einschluss von Zersetzungsgasen während der Belichtung. Entsprechendes konnte bereits für Polycarbonat bei hohen Energiedichten beobachtet werden [124]. Eine ausgeprägte Bauteilstruktur mit runden Poren als Kennzeichen von Materialzersetzung weisen Bauteile beider Anlagensysteme insbesondere bei einem Energieeintrag von $E_A = 0,050$ J/mm² auf. Das Auftreten erster runder Poren ist aber schon ab einer Flächenenergiedichte von $E_A = 0,037$ J/mm² für die Formiga bzw. $E_A = 0,044$ J/mm² für die Sinterstation zu beobachten. Dieses Ergebnis deckt sich wiederum in guter Übereinstimmung mit den in Bild 5-2 festgelegten oberen Grenzwerten für den Energieeintrag. Die entsprechenden Ursachen und Mechanismen werden in späteren Kapiteln im Zusammenhang mit den sich einstellenden Schmelztemperaturen im Detail betrachtet.



a) EOS Formiga P100 b) DTM Sinterstation 2500HS

Bild 5-2: Scanvektorklängenabhängige Bauteilporosität ε_{Por} als Funktion der Flächenenergiedichte E_A
(gefüllte Symbole: Schichtdicke $s \leq 0,10$ mm; ungefüllte Symbole: Schichtdicke $s \geq 0,12$ mm)

Die Mikroskopieaufnahmen in Tabelle 9-9 und Tabelle 9-10 zeigen zudem, dass nicht nur der Porenanteil ε_{Por} (vgl. Bild 5-2) sondern auch die Porenanzahl N_{Por} und Porengröße A_{Por} von der Energiedichte E_A und der Scanvektorstärke L_S abhängen. Zusätzlich besteht ein Zusammenhang zwischen der Porenanzahl im betrachteten Probenquerschnitt und der Schichtdicke s , vgl. Bild 5-3. Für Schichtdicken $s \leq 0,10$ mm ergibt sich für beide betrachteten Anlagensysteme ein quadratischer Verlauf der angepassten Fitkurven. Niedrige Porenanzahlen N_{Por} stellen sich für die Formiga im Bereich $E_A = 0,0275$ bis etwa $0,04$ J/mm² und für die Sinterstation zwischen $E_A = 0,033$ und $0,045$ J/mm² ein. In diesem optimalen Bereich weisen die Bauteile aus der DTM-Anlage eine geringere Porenanzahl von nur 20 bis 30 auf, wobei die Anzahl nahezu unabhängig von der Scanvektorstärke ist. Solche Ergebnisse können mit der Formiga nur für eine Scanvektorstärke von $L_S = 50$ mm erzielt werden. Für kürzere Scanvektorstärken liegt die minimale Porenanzahl dagegen bei ca. 40 bis 50, vgl. Bild 5-3a. Außerhalb des optimalen Bereiches steigt N_{Por} für beide Anlagensysteme insbesondere zu niedrigeren Energiedichten hin deutlich an, vgl. Bild 5-3. Für die Formiga ergeben sich bis zu 100 Poren im ausgewerteten Bauteilquerschnitt. Zusätzlich wächst die Porenzahl auch für hohe Energiedichten an. Dieser Effekt ist für die Sinterstation nur ansatzweise zu erkennen, was sich mit den beobachteten Unterschieden bezüglich der oberen Grenzendichte deckt. Gleichzeitig ist der Anstieg von N_{Por} gegenüber ε_{Por} zu höheren Energieeinträgen verschoben. Zersetzungseffekte führen somit nur für sehr hohe Energiedichten zu einer zunehmenden Zahl von Poren im Bauteil. Ähnlich geringe Porenzahlen stellen sich für Schichtdicken von 0,12 mm und mehr bei beiden Anlagensystemen erst bei einem sehr hohen Energieeintrag bzw. im vorliegenden Fall nur für den maximalen von $E_A = 0,050$ J/mm² ein, Bild 5-3. Der Vergleich mit Bild 5-2 veranschaulicht, dass aufgrund zunehmender Zersetzungseffekte die Reduzierung von N_{Por} mit einem überproportionalen Anstieg von ε_{Por} verbunden ist.

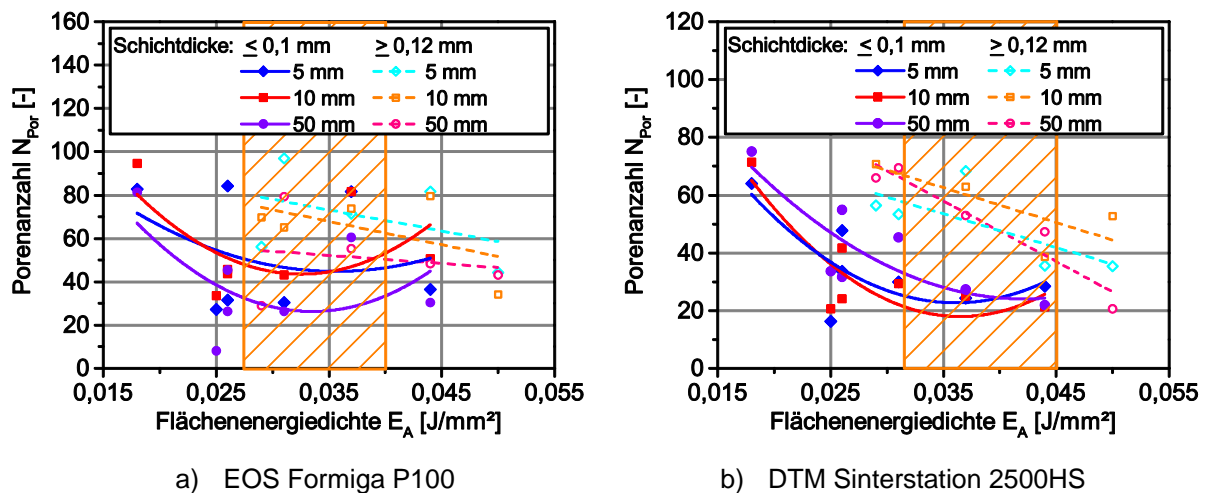


Bild 5-3: Scanvektorstärkenabhängige Porenanzahl N_{Por} als Funktion der Flächenenergiedichte E_A
(gefüllte Symbole: Schichtdicke $s \leq 0,10$ mm; ungefüllte Symbole: Schichtdicke $s \geq 0,12$ mm)

Im Gegensatz zur Porenanzahl steigt die mittlere Porengröße A_{Por} mit zunehmender Energiedichte an, Bild 5-4. Insbesondere oberhalb einer Energiedichte von $E_A = 0,04$ J/mm² ist ein starker Anstieg der Porengröße zu beobachten. Als maximale mittlere Größe wird dabei ein Durchmesser von ca. 0,1 mm erreicht. Die Poren nehmen somit sogar die Größenordnung einer Schichtstärke an. Gleichzeitig ergibt sich für Energiedichten unter $0,026$ J/mm² und lange Scanvektoren ($L_S = 50$ mm) eine hohe Anzahl kleinerer Poren (vgl. Bild 5-3, Bild 5-4, Tabelle 9-9 und Tabelle 9-10). Vermutungsweise entstehen diese aufgrund einer unzureichenden Verschmelzung der Schichten vor allem in den Zwischenbereichen. Mit zunehmender Energiedichte reduziert sich die N_{Por} bei gleichzeitigem Anstieg von A_{Por} , was

auf ein zunehmend vollständiges Aufschmelzen der Schicht hindeutet, Bild 5-3 und Bild 5-4. In diesem Zusammenhang können sich kleinere Poren zu größeren zusammenschließen bzw. die Poren bilden sich durch Einschluss von im Pulverbett vorhandenem Prozessgas. Bei noch höheren Energieeinträgen führen die Bildung und der Einschluss von Zersetzungsgasen zum Anwachsen der Poren.

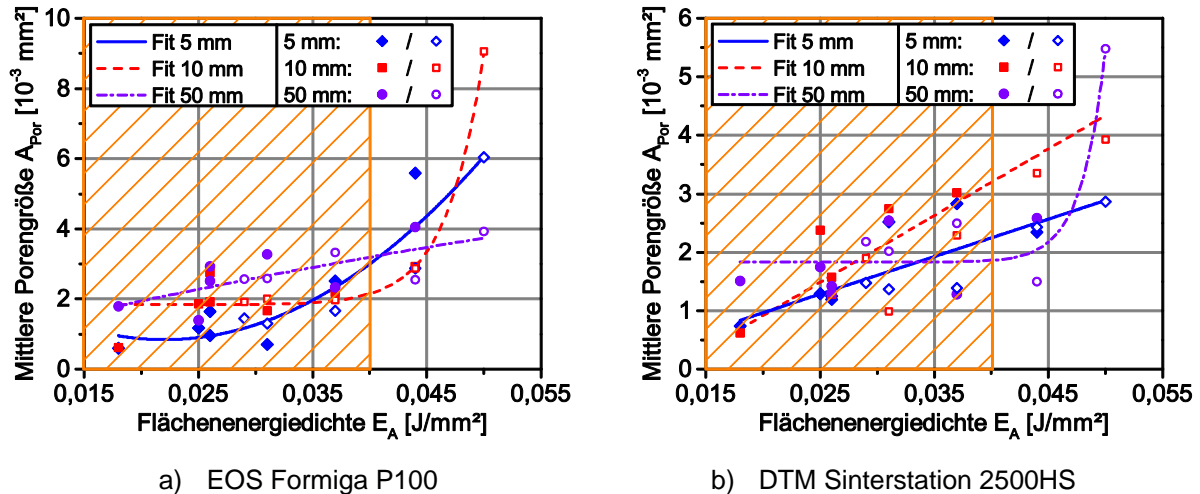


Bild 5-4: Scanvektorlängenabhängige mittlere Porengröße A_{Por} als Funktion der Flächenenergiedichte E_A (gefüllte Symbole: Schichtdicke $s \leq 0,10$ mm; ungefüllte Symbole: Schichtdicke $s \geq 0,12$ mm)

Die Untersuchungsergebnisse zeigen somit, dass Zersetzungseffekte einen starken Einfluss auf die Mikrostruktur lasergesinterter Bauteile ausüben. Im Folgenden wird der hieraus entstehende Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften überprüft.

E-Modul:

In Bild 5-5 sind analog zur Darstellung der Bauteildichte für beide betrachteten Anlagensysteme die nach Kapitel 4.2.1 für unterschiedliche Probekörperorientierungen und -platzierungen ermittelten E-Module E_t in Abhängigkeit der Volumenenergiedichte dargestellt. Im Gegensatz zur Dichte zeigen sich deutlichere Unterschiede in den Verläufen beider Anlagen. So steigen die Kennwerte für alle Orientierungen und Platzierungen mit zunehmender Energiedichte an. Für die Formiga (Bild 5-5a) ergeben sich allerdings bereits ab einem Energieeintrag von $E_V = 0,25$ J/mm³ nur noch geringe Abweichungen zwischen den einzelnen Orientierungen bei mittleren E-Modulwerten zwischen $E_t = 1500$ und 1600 N/mm². Dagegen zeigen sich für die Sinterstation (Bild 5-5b) selbst im optimalen Energiedichtebereich, der hier oberhalb von $E_V = 0,3$ J/mm³ liegt, noch größere Abweichungen zwischen den einzelnen Verläufen mit Unterschieden von bis zu 300 N/mm². Niedrigere Kennwerte ergeben sich hier insbesondere im Randbereich des Bauraumes (z90außen). Zusätzlich weisen Probekörper, die mit Energiedichten unter $0,15$ J/mm³ hergestellt werden, vorrangig für die DTM-Maschine eine wenig tragfähige Bauteilstruktur auf, welche sich hauptsächlich in Aufbaurichtung in sehr geringen E-Modulwerten und einem frühen Versagen äußert. Für die Formiga ist wiederum ein Absinken der Kennwerte für die höchste eingebrachte Flächenenergie ($E_A = 0,050$ J/mm², $E_V = 0,40$ J/mm³) zu beobachten, während sich bei der Sinterstation kein ähnlicher Effekt zeigt. Ursache hierfür könnten wiederum Auswirkungen einer Materialzersetzung – beispielsweise aufgrund der zunehmenden Bauteilporosität ε_{Por} für diese Energiedichte – sein (vgl. Bild 5-2a). Zusammen mit dem früheren Erreichen eines stabilen Kennwertniveaus, deutet dies bei der Formiga auf höhere Schmelzetemperaturen bei einem gleichen Energieeintrag mit geringeren Scangeschwindigkeiten hin. Dieses gilt es in nachfolgenden Untersuchungen zu bestätigen.

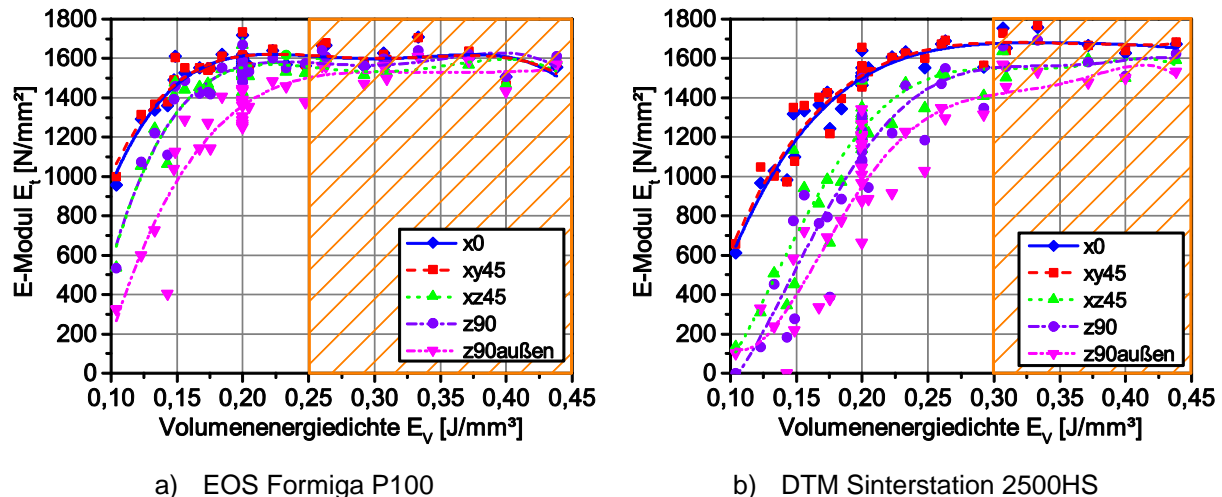
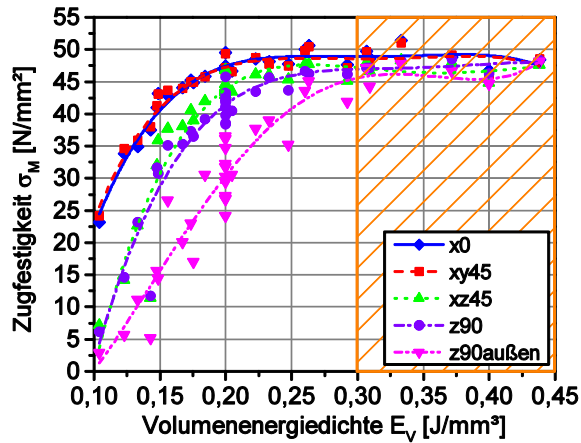


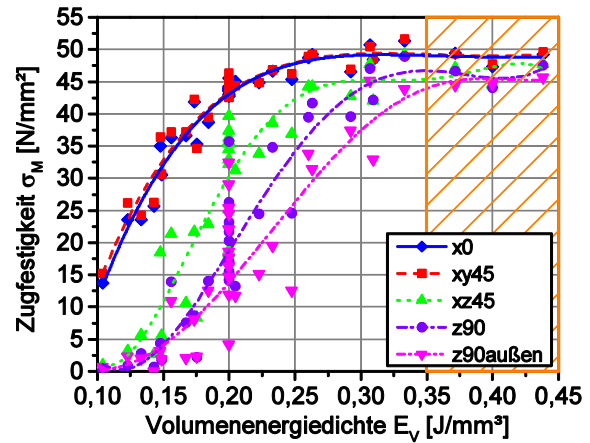
Bild 5-5: Orientierungsabhängiges E-Modul E_t als Funktion der Volumenenergiedichte E_v

Zugfestigkeit:

Als weitere mechanische Bauteilkenngröße wird die Zugfestigkeit σ_M betrachtet. Die Kennwertverläufe ergeben sich aus Bild 5-6a und b. Die Verläufe und die daraus resultierenden Bereiche optimaler Kennwerte und geringster Anisotropie zeigen, dass im Vergleich zu den vorherigen Kennwerten eine weitere Erhöhung der Volumenenergiedichte zur Erzielung optimaler Festigkeiten notwendig ist. Die geringsten Abweichungen zwischen den Orientierungen stellen sich für die Formiga für Energiedichten über $E_v = 0,30 \text{ J/mm}^3$ sowie für die Sinterstation über $E_v = 0,35 \text{ J/mm}^3$ ein. Auch hier bestätigt sich, dass bei Verwendung höherer Scangeschwindigkeiten gleichzeitig der Energieeintrag zur Erzielung gleicher Resultate erhöht werden muss. In den optimalen Energiedichtebereichen beider Anlagen ergeben sich zumeist Werte zwischen $\sigma_M = 45 \text{ N/mm}^2$ und 50 N/mm^2 mit einer maximalen Differenz zwischen den Orientierungen von $\Delta\sigma_{O,xz} = 10 \%$. Diese liegt somit unterhalb der in Kapitel 2.2.5 ermittelten mittleren prozentualen Abweichung von $14,1 \%$. Gleichzeitig weisen – insbesondere bei der Formiga – einzelne Versuchspunkte geringere Abweichungen zwischen den Orientierungen auf. Wie für das E-Modul zeigt sich auch für die Zugfestigkeit ein starkes Absinken der Kennwerte für geringe Energiedichten. So ergeben sich für die Zugfestigkeit in Aufbaurichtung bei der Sinterstation unterhalb von $E_v = 0,2 \text{ J/mm}^3$ Werte von unter 15 N/mm^2 , während für die Formiga derart geringe Werte nur für $E_v \leq 0,15 \text{ J/mm}^3$ auftreten. Diese Effekte deuten darauf hin, dass bei Verwendung von High-Speed-Laser-Sinter-Anlagen geringe Energiedichten nicht ausreichend sind, um eine konsistente Bauteilstruktur zu generieren. Die Anwendung typischer Einstellungen für High-Speed-3D-Systems-Anlagen mit Energiedichten von $E_v \approx 0,15 \text{ J/mm}^3$ führen im Falle des vorliegend verwendeten PA 2200-Pulvers von EOS zu unzureichenden Bauteileigenschaften. Vergleichbare Untersuchungen in [46] deuten auf ein ähnliches Verhalten bei Duraform PA hin, weshalb ein derart niedriger Energieeintrag zur Herstellung von qualitativ hochwertigen und mechanisch belastbaren Laser-Sinter-Bauteilen ungeeignet ist.



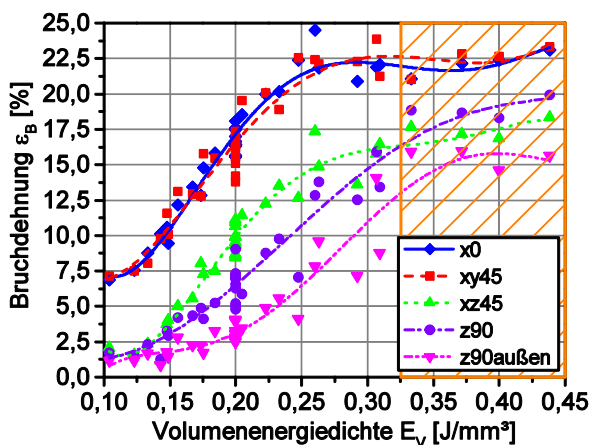
a) EOS Formiga P100



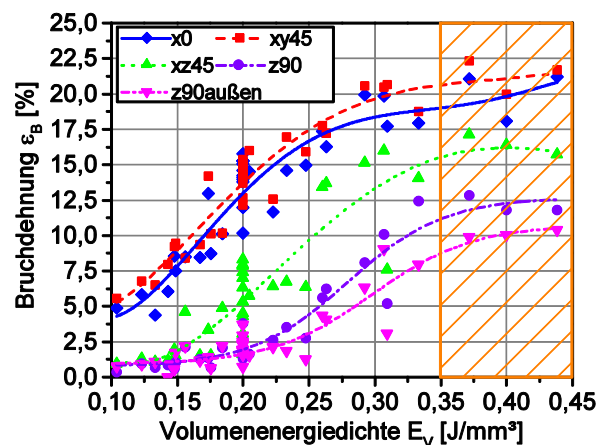
b) DTM Sinterstation 2500HS

Bild 5-6: Orientierungsabhängige Zugfestigkeit σ_M als Funktion der Volumenenergiedichte E_V Bruch- und Streckdehnung:

In Kapitel 2.2.5 wurde die Bruchdehnung ε_B in Aufbaurichtung als gegenüber Prozesseinflüssen sensitivste Kenngröße identifiziert. Die ermittelten, in Bild 5-7a und b als Funktion der Volumenenergiedichte E_V dargestellten Verläufe der orientierungsabhängigen Bruchdehnungswerte belegen diese These. So reduzieren sich für beide Anlagensysteme die erzielbaren Bruchdehnungen insbesondere für stehend gebaute Probekörper, wobei das Kennwertniveau der Sinterstation stets unter dem der Formiga liegt. Dieser Unterschied kann auch durch eine Erhöhung des Energieeintrages nicht ausgeglichen werden. Als Ursache kommt vorrangig die Materialqualität in Betracht. Alternativ könnten sich geringfügig unterschiedliche Temperaturniveaus der eingestellten Pulverbetttemperaturen T_P oder Unterschiede aufgrund der verschiedenen Scangeschwindigkeitsbereiche auswirken. Während der MVR-Wert des auf der Formiga verarbeiteten Materials weit über dem in [34] ermittelten Grenzwert liegt, weist das Versuchsmaterial für die Sinterstation einen dem Grenzwert entsprechenden MVR-Wert auf. Die Ergebnisse aus [34] zeigen, dass vor allem für niedrigere Energiedichten ein Absinken des Kennwertniveaus für eine höhere Schmelzeviskosität zu erwarten sind. Der Vergleich der Versuchsreihen für beide Anlagensysteme bestätigt diesen Effekt. So sind für die Sinterstation generell höhere Energieeinträge erforderlich, um ein konstantes Kennwertniveau einzustellen.



a) EOS Formiga P100

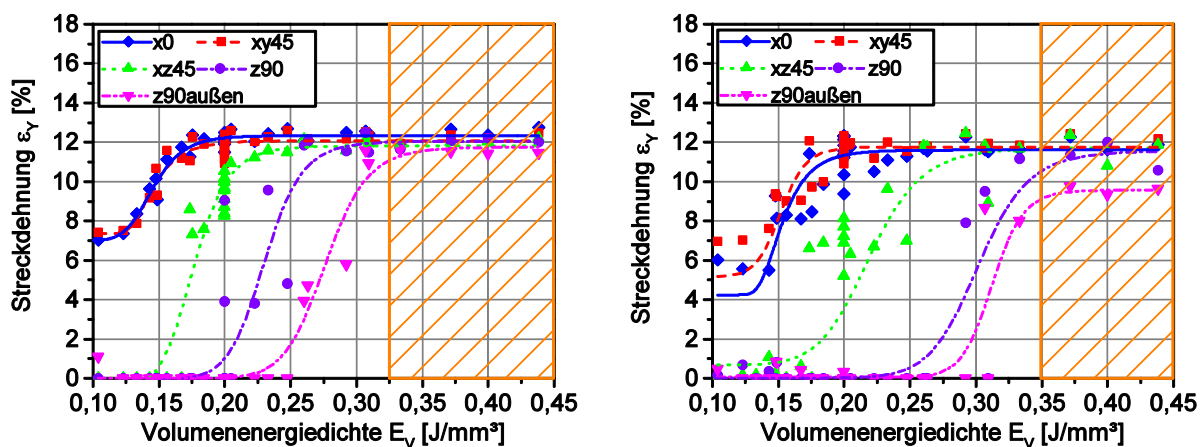


b) DTM Sinterstation 2500HS

Bild 5-7: Orientierungsabhängige Bruchdehnung ε_B als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Innerhalb der Bauebene ergeben sich für die Formiga bereits für Energiedichten über $E_V = 0,25 \text{ J/mm}^3$ sehr hohe Bruchdehnungen. Diese liegen mit einer durchschnittlichen Dehnung von $\varepsilon_B = 22,5 \%$ oberhalb der für die Sinterstation 2500HS erreichbaren Werte (Bild 5-7). Für diese liegen die Werte im Mittel bei $\varepsilon_B \approx 20 \%$ und werden erst bei Energiedichten von $E_V = 0,3 \text{ J/mm}^3$ erreicht. Zusätzlich zeigen sich bei der DTM-Maschine Abweichungen der Kennwerte innerhalb der Bauebene. So erzielen diagonal innerhalb der Bauebene orientierte Zugstäbe im Vergleich zur x-Richtung etwas höhere Werte für ε_B .

In Bezug auf die anderen betrachteten Orientierungen ergeben sich unabhängig von Energieeintrag und betrachteter Anlage geringere Bruchdehnungen. Für die Formiga P100 stellen sich optimale Werte für einen Energieeintrag über $0,325 \text{ J/mm}^2$ (orangefarben schraffierter Bereich in Bild 5-7a) ein. Überraschenderweise liegen die Kennwerte für stehend gefertigte Probekörper aus der Bauraummitte ($\varepsilon_{B,z90} \approx 19 \%$) für $E_V > 0,325 \text{ J/mm}^3$ oberhalb der mit der Orientierung xz45 erstellten Zugstäbe ($\varepsilon_{B,xz45} \approx 17,5 \%$). Dagegen ist außerhalb des optimalen Bereiches ein entgegengesetztes Verhalten zu beobachten. Eine Ursache dafür könnte möglicherweise eine erhöhte Kerbwirkung durch den Treppenstufeneffekt sein. Andererseits ist dieser Effekt für die Sinterstation (Bild 5-7b) nicht nachzuweisen. Generell ergeben sich für die Formiga bei einem geeigneten Energieeintrag sehr hohe Kennwerte für die Aufbaurichtung von durchschnittlich $\varepsilon_{B,z90} \approx 19 \%$. Diese liegen nur $\Delta\varepsilon_{O,xz} \approx 16 \%$ unterhalb der Bruchdehnung innerhalb der Bauebene. Somit stellt sich im Vergleich zur durchschnittlichen Abweichung aus Kapitel 2.2.5 eine sehr geringe Anisotropie ein. Sogar im Bauraumrandbereich werden noch Bruchdehnungen von $\varepsilon_{B,z90\text{außen}} \approx 15,5 \%$ erreicht. Ferner lässt sich selbst bei hohen Schichtstärken von $s = 0,15 \text{ mm}$ für einzelne Parametereinstellungen (V10 F: $E_V = 0,29 \text{ J/mm}^3$) noch eine gute Schichtanbindung mit einer mittleren Bruchdehnung in Aufbaurichtung von über 10% erzielen. Ein Vergleich mit den in Bild 5-8a dargestellten Verläufen für die Streckdehnung ε_Y zeigt, dass sich für Energiedichten oberhalb von $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ unabhängig von der Bauteilorientierung und -platzierung im Bauraum ein duktils Bruchverhalten mit Streckgrenze einstellt. Die Kennwerte der Streckdehnung weisen in diesem Bereich nur geringe Unterschiede kleiner 1% auf. Somit kann in diesem Fall eine Auslegung elastischer Bauteilelemente beispielsweise von Schnapphaken orientierungsunabhängig erfolgen. Dagegen liegt unterhalb einer Energiedichte von $0,30 \text{ J/mm}^3$ für alle Orientierungen außerhalb der Bauebene zumeist ein spröder Bruch ohne Streckgrenze vor. Oberhalb einer Energiedichte von $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ ist somit für die Formiga mit reproduzierbaren Prozessergebnissen zu rechnen.



a) EOS Formiga P100

b) DTM Sinterstation 2500HS

Bild 5-8: Orientierungsabhängige Streckdehnung ε_Y als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Im Vergleich zur Formiga P100 fällt die Bruchdehnung für die Sinterstation außerhalb der Bauebene deutlich stärker ab, Bild 5-7b. So ist – wie für die zuvor betrachteten Kenngrößen – ein erhöhter Energieeintrag von $E_V = 0,35 \text{ J/mm}^3$ notwendig, um ein stabiles Kennwertniveau unabhängig von der Orientierung zu erreichen. Die Bruchdehnung in Aufbaurichtung liegt hier jedoch in Bauraummitte mit $\epsilon_{B,z90} \approx 12 \%$ etwa 40 % und am Bauraumrand mit $\epsilon_{B,z90\text{außen}} \approx 10 \%$ etwa 50 % unterhalb der Kennwerte innerhalb der Bauebene. Somit ist die Anisotropie $\Delta\epsilon_{O,xz}$ für die ältere DTM-Maschine deutlich ausgeprägter als für die neuere Formiga. Als Ursachen für diese starke Anisotropie und das Absinken der Kennwerte in Aufbaurichtung kommen vermutlich der Anlagenaufbau sowie die Materialqualität in Frage. So kann bei der Sinterstation 2500HS, ähnlich wie in [226] beschrieben, durch die eingesetzte Art der Laserwindow-Spülung ein Beschlagen des Fensters und damit eine Reduktion der Laserleistung im Baufeld während des Prozesses nicht verhindert werden. Durch die effizientere Spülung kann ein derartiger Effekt bei der Formiga dagegen fast völlig vermieden werden. Der Abfall der Leistung beträgt für die Sinterstation bei einem Sollwert von 50 W bis zu 10 %. Andererseits erschwert nach [34] zusätzlich die Materialqualität im Bereich des zulässigen Grenzwertes die Ausbildung einer guten Schichtanbindung. Diese beiden Problematiken zeigen sich auch im Streckverhalten ϵ_Y , welches für die Sinterstation in Bild 5-8b dargestellt ist. Am Bauraumrand ist ein Mindestenergieeintrag von $E_V = 0,3 \text{ J/mm}^3$ erforderlich, um überhaupt zu einem Bruchverhalten mit Streckgrenze überzugehen. Ein robuster Bereich wird entsprechend dem Verlauf der Bruchdehnung erst oberhalb von $E_V = 0,35 \text{ J/mm}^3$ erreicht. Hierbei liegen die Kennwerte der Streckdehnung in Aufbaurichtung am Bauraumrand ($\epsilon_{Y,z90\text{außen}} \approx 9,5 \%$) anders als für die Formiga deutlich unter den Werten der anderen Orientierungen. Für diese wird eine mittlere Streckdehnung von $\epsilon_Y = 11,5 \%$ erreicht. Ein Vergleich der Verläufe aus Bild 5-7b und Bild 5-8b zeigt zudem, dass der Bruch in Aufbaurichtung unabhängig von der Positionierung unmittelbar nach Erreichen der Streckgrenze erfolgt. Dagegen können sich die auf der Formiga hergestellten Zugstäbe unabhängig von der Orientierung und Platzierung zumindest im begrenzten Maß plastisch bis zum Erreichen der Bruchgrenze verformen. Nur für Zugstäbe innerhalb der Bauebene sowie für die Orientierung xz45 ist auch bei der Sinterstation eine plastische Verformung zu beobachten.

Werden Korrelationen zwischen den mechanischen Bauteileigenschaften und der Bauteilmikrostruktur aufgestellt, zeigt sich für das betrachtete PA 12 von EOS insbesondere ein Zusammenhang zwischen der Bruchdehnung ϵ_B und der Porenanzahl N_{Por} , Bild 5-9. Die Ergebnisse weichen dabei von den Ergebnissen von Dupin in [318] und [320] ab, welcher beim PA 12 von Arkema und 3D-Systems einen direkten Zusammenhang zwischen Bruchdehnung und Porosität fand. Um allerdings Bauteileigenschaften und Mikrostruktur miteinander korrelieren zu können, ist es erforderlich, Messergebnisse der gleichen Geometrie zugrunde zu legen. Daher werden lichtmikroskopische Untersuchungen (vgl. Kapitel 4.2.3) auch an Zugstäben durchgeführt. Die gemessenen Porenanzahlen sind im Anhang in Bild 9-5 in Abhängigkeit der Flächenenergiedichte, der Zugstaborientierung und der Schichtdicke dargestellt. Hierbei liefern für Zugstäbe (Bild 9-5) bzw. für Dichtewürfel (Bild 5-3) ermittelte Porenanzahlen vergleichbare Ergebnisse. Auf dieser Basis können die Messwerte für ϵ_B und N_{Por} miteinander korreliert werden. Die entsprechenden Zusammenhänge sind für beide Anlagensysteme in Bild 5-9 dargestellt. Es zeigt sich, dass hauptsächlich für kleine Schichtdicken ($s \leq 0,1 \text{ mm}$) ein signifikanter Zusammenhang zwischen Porenanzahl und Bruchdehnung besteht. Weniger Poren im Bauteil führen bei beiden Anlagensystemen – insbesondere für die Aufbaurichtung – zu einem signifikanten Anstieg der Bruchdehnung. Zur Erzielung von Bruchdehnungen in z-Richtung von 15 bis 20 % sollte N_{Por} bei Bauteilen aus der Formiga bei etwa 35 bis 40 liegen. Im Falle der Sinterstation sind dagegen noch geringere Porenanzahlen von 20 bis 30 erforderlich, um zumindest Bruchdehnungen über 10 % zu erreichen. Gleichzeitig streuen die ermittelten Werte für die DTM-Anlage stärker um

die Fitkurven. So sind hohe Bruchdehnungen auch bei höheren Porenanzahlen zu beobachten. Innerhalb der Bauebene ergibt sich für die Formiga nur ein geringer Einfluss durch die Porenanzahl. Für die Sinterstation besteht dagegen ein stärkerer Zusammenhang zwischen Bruchdehnung in x-Richtung $\varepsilon_{B,x0}$ und der Porenanzahl N_{Por} , wobei die Abhängigkeiten auch hier stark streuungsbehaftet sind. Die Ergebnisse zeigen, dass die Bruchdehnungswerte bei der Sinterstation, trotz geringerer Porenanzahl im Bauteil, dennoch unter denen der Formiga liegen. Die Anzahl an Poren bzw. innerer Fehlstellen wirkt sich zwar scheinbar signifikant auf das Dehnungsvermögen der Bauteile aus, bestimmt dieses allerdings nicht alleine. Andere wirkende Effekte sollen daher in weiterführenden Untersuchungen ermittelt werden.

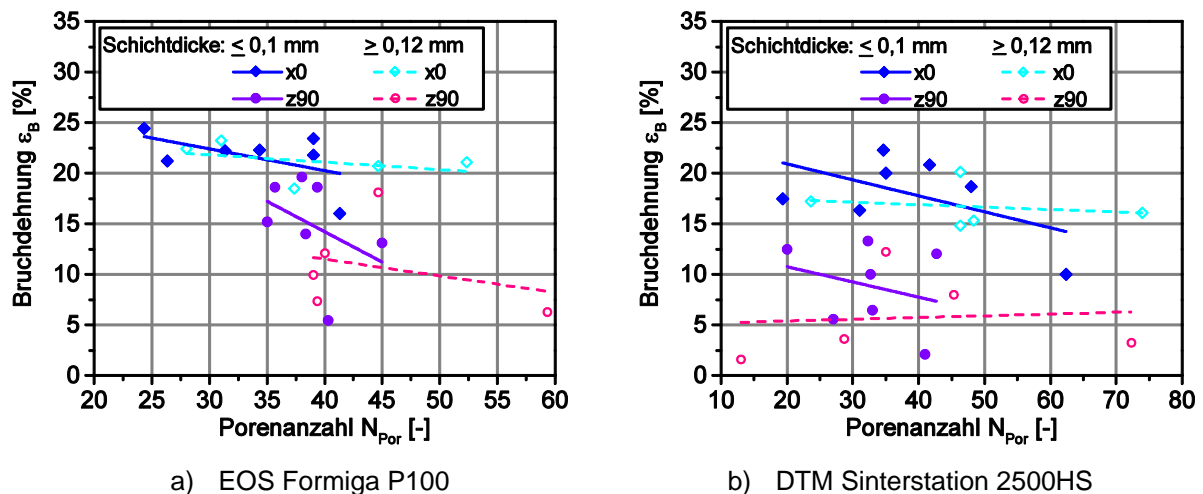
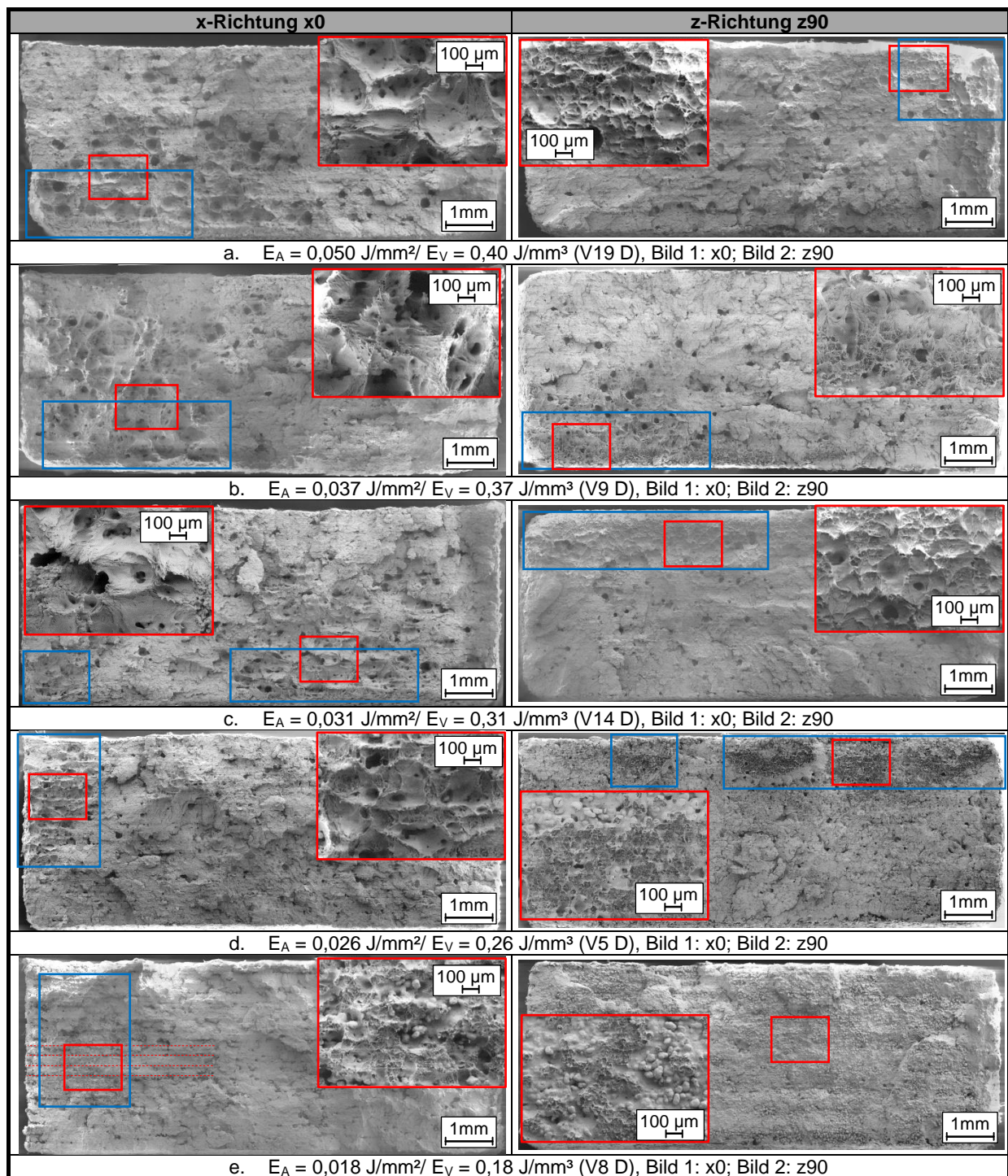


Bild 5-9: Orientierungsabhängige Bruchdehnung ε_B in Abhängigkeit der Schichtdicke s als Funktion der Porenanzahl N_{Por}

Bruchursachen:

Die Auswertung der Bruchursachen soll weitere Einflüsse auf das beobachtete Werkstoffverhalten aufdecken. In Tabelle 5-1 sind exemplarisch für fünf unterschiedliche Energiedichten REM-Aufnahmen (vgl. Kapitel 4.2.3) der Bruchquerschnitte von geprüften Zugstäben der Orientierungen x0 und z90 dargestellt. Untersucht werden die Bruchspiegel von auf der Sinterstation mit Flächenenergiedichten zwischen $E_A = 0,018$ und $0,050 \text{ J/mm}^2$ hergestellten Zugstäben, wobei mit Ausnahme des Parametersatzes V19 D alle analysierten Proben mit einer Schichtdicke von $s = 0,1 \text{ mm}$ gefertigt wurden. Auf Basis der Bruchflächen der in x-Richtung und z-Richtung hergestellten Zugstäbe, lässt sich eine Einordnung in die gemäß dem Stand der Technik (vgl. Kapitel 2.2.5) aufgestellten Stufen der Bauteilstruktur vornehmen. Für die untersuchten Parametersätze treten die Stufen 1 bis 3 (Bild 2-7a-c) nicht auf, vgl. Tabelle 5-1. Ein Vergleich mit den Ergebnissen für die mechanischen Eigenschaften aus Bild 5-5b bis Bild 5-7b legt jedoch nahe, dass für Energiedichten E_V unter $0,18 \text{ J/mm}^3$ auch die Stufe 3 auftreten muss. Hier erfolgt zwar innerhalb der Bauebene eine gewisse Strukturausbildung, allerdings besteht nahezu keinerlei Verbindung zwischen den Schichten.

Tabelle 5-1: REM-Aufnahmen der Bruchflächen für auf der DTM Sinterstation 2500HS hergestellte Zugstäbe unterschiedlicher Energiedichte und Orientierung (Gesamtbilder: 27-fache Vergrößerung; Bildausschnitte (rot): 100-fache Vergrößerung; Bruchbeginn (blau))



Die REM-Aufnahmen für den Parametersatz V8 D zeigen, dass sich für eine Energiedichte von $E_V = 0,18 \text{ J/mm}^3$ eine Bauteilstruktur nach Stufe 4 einstellt. Der duktile Bruchbeginn im linken Bauteilbereich mit nur geringen Verformungen belegt, dass innerhalb der Bauebene mit einer Bruchdehnung von $\epsilon_{B,x0} \approx 10 \%$ nahezu die Streckgrenze von PA 12 erreicht wird, vgl. Tabelle 5-1e Bild 1. Entsprechend der Bauteilstruktur der Stufe 4 weist der Zwischenschichtbereich jedoch eine Anhäufung von Poren und unaufgeschmolzenen Partikeln sowie eine zum Teil klar erkennbare Schichtstruktur auf. Circa zwanzig einzelne Schichten können identifiziert werden. Da ein in x-Richtung orientierter Zugstab bei einer Schichtstärke von

0,1 mm aus 40 Schichten besteht, bedeutet dies, dass nur jede zweite Schicht eine poröse Zwischenschicht verursacht. Der Zugstab wird mit einer Kreuzstrategie, also dem schichtweisen Wechsel der Belichtungsrichtung zwischen x- und y-Richtung hergestellt. Die Scanvektorlänge wechselt somit zwischen $L_S = 10$ und 150 mm. Die Schichtstruktur wird somit scheinbar von der Scanvektorlänge beeinflusst. Der Vergleich mit den Porositätsmessungen und Mikroskopieaufnahmen verdeutlicht, dass die poröse Zwischenschicht beim Scannen der 150 mm langen Scanvektoren aufgrund eines mangelnden Energieeintrages zur Erzeugung einer dichten Struktur entsteht (vgl. Tabelle 9-10). In z-Richtung (Tabelle 5-1e Bild 2) bildet sich ein Sprödbbruch mit nahezu ebenem Bruchspiegel und einer Vielzahl unaufgeschmolzener Partikel aus. Eine kaum vorhandene Schichtanbindung bedingt die gemessene äußerst niedrige Bruchdehnung von nur $\epsilon_{B,z90} = 2,1 \%$. Parametersatz V8 D stellt somit gerade die Grenze zu einer Bauteilstruktur der Stufe 3 dar.

Wird die Energiedichte auf $E_V = 0,26 \text{ J/mm}^3$ erhöht, verändert sich die Bauteilstruktur deutlich. Die Bruchfläche des Zugstabes in x-Richtung (Tabelle 5-1d Bild 1) zeigt eine dichte Bauteilstruktur entsprechend Stufe 4 mit nur wenigen unregelmäßig angeordneten Poren. Ein Vergleich mit Bild 5-1b und Bild 5-2b belegt das Erreichen einer hohen Bauteildichte für den betrachteten Parametersatz. Gleichzeitig bilden sich im Bereich des Bruchbeginns (Ecke links oben) stärkere Verformungen des Werkstoffes. Diese kennzeichnen eine Verbesserung der Bauteilduktilität. Dementsprechend steigt die Bruchdehnung in x-Richtung auf $\epsilon_{B,x0} = 17,4 \%$. Insgesamt betrachtet, ergibt sich innerhalb der Schicht eine im Vergleich zu V8 D homogenere Bauteilstruktur. Dies lässt auf eine gute Schmelzefilmbildung schließen. Die Bruchfläche in z-Richtung verdeutlicht jedoch, dass sich noch keine gute Schichtanbindung eingestellt hat. Der Bruchspiegel weist zwar einen duktilen Bruchbeginn entlang der oberen Bauteilkante auf, jedoch bilden zahlreiche nicht oder kaum aufgeschmolzene Partikel im Randbereich den Ausgangspunkt des Bruches (Tabelle 5-1d Bild 2). Die im Vergleich zu V8 D größeren Höhenunterschiede des Bruchspiegels über mehrere Schichten hinweg belegen die bessere Versinterung der Schichten. Allerdings zeigt die Bruchdehnung in z-Richtung von lediglich $\epsilon_{B,z90} = 5,6 \%$ sowie die nur geringen Verformungen in den Bruchausgangsbereichen, dass noch keine ausreichende Verbindung der Schichten erreicht wird. Parametersatz V5 D bildet somit die obere Grenze einer Bauteilstruktur der Stufe 4 nach Bild 2-7. Es wird zwar eine hohe Dichte ohne Porenansammlungen im Zwischenschichtbereich erreicht, trotzdem findet keine ausreichende Verschmelzung dieses Bereiches statt.

Für eine weitere Erhöhung der Energiedichte auf $E_V = 0,31 \text{ J/mm}^3$ (Tabelle 5-1c Bild 1 und 2) erfolgt der Übergang in eine Bauteilstruktur der Stufe 5. Dies führt zu einer optimalen Schichtausbildung mit duktilem Bruch und Bruchdehnungen von $\epsilon_{B,x0} \approx 20 \%$. Gleichzeitig ergibt sich eine verbesserte Schichtanbindung mit einer Bruchdehnung in Aufbaurichtung von $\epsilon_{B,z90} \approx 10 \%$, was etwa der Streckdehnung von PA 12 entspricht. In z-Richtung treten hier am oberen Bauteilrand erstmals größere Bereiche eines duktilen Bruchbeginns mit stärkeren Verformungen als Kennzeichen einer guten Schichtanbindung auf. Wird die Energiedichte weiter auf $E_V = 0,37 \text{ J/mm}^3$ erhöht, verbessert sich die Schichtanbindung und somit die Bruchdehnung in Aufbaurichtung nochmals (Tabelle 5-1b Bild 1 und 2). Es werden Werte von $\epsilon_{B,z90} \approx 13 \%$ erreicht. Im Rahmen der Versuche für die Sinterstation stellt dies den höchsten gemessenen Wert dar. Jedoch zeigen die REM-Aufnahmen auch erste große runde Poren als Kennzeichen für beginnende Materialzersetzungseffekte. Die Poren zeigen sich hierbei verstärkt im in Aufbaurichtung orientierten Zugstab. Der Parametersatz V9 D stellt somit zwar den optimalen Parametersatz innerhalb des Versuchsplanes dar und ist in eine Bauteilstruktur der Stufe 5 einzuordnen, bildet aber gleichzeitig die Grenze zur Stufe 6. Eine weitere Erhöhung der Energiedichte, wie bei Parametersatz V19 D (Tabelle 5-1a Bild 1 und 2), führt zur einer Zunahme von Zersetzungseffekten, wie die Vielzahl an runden Poren

in den REM-Aufnahmen als Kennzeichen für den Einschluss von Zersetzungsgasen belegt. Diese Effekte bestätigen die Messungen zur Bauteilporosität aus Bild 5-2b.

Werden die Bruchspiegel der mit verschiedenen Prozessparametern hergestellten Proben verglichen, zeigt sich, dass in den meisten Fällen der Bruch am Bauteilrand seinen Ausgang nimmt. Anschließend setzt er sich über den restlichen Querschnitt fort. Dabei versagen die Zugstäbe zumeist in einem größeren Oberflächenbereich, ohne dass eine konkrete Fehlstelle als Ursache identifiziert werden kann (Tabelle 5-1 blaue Umrandungen). Für Zugstäbe in x-Richtung kann lediglich bei einer Energiedichte von $E_V = 0,18 \text{ J/mm}^3$ eine konkrete Bruchursache ermittelt werden. Der Bruch nimmt am linken Zugstabrand in einem hochporösen Bereich aufgrund einer unzureichenden Schichtverschmelzung seinen Ausgang (Tabelle 5-1e Bild 1) und setzt sich in Richtung Zugstabzentrum im Bereich besonders ausgeprägter Porenzwischen-schichten fort. In Aufbaurichtung kann für dieselbe Energiedichte keinerlei Bruchausgang ermittelt werden, sodass ein nahezu gleichzeitiges Versagen der gesamten Zwischenschicht zum Bruch führt (Tabelle 5-1e Bild 2). Bis zu einer Energiedichte von $E_V = 0,37 \text{ J/mm}^3$ bildet bei der Sinterstation ein poröser, schwach versinterter Oberflächenbereich die Bruchursache für vertikal hergestellte Zugproben (Tabelle 5-1b-d Bild 2). Erst für die höchste Energiedichte im Vergleich finden sich keine derartigen Bereiche mehr. Es entsteht jedoch stattdessen eine grobe und zerklüftete Bauteiloberfläche.

Um diese Oberflächeneffekte bewerten zu können, werden Rauheitsmessungen nach Kapitel 4.2.4 durchgeführt. In Bild 5-10 ist die Oberflächenrauheit R_Z für die zuvor betrachteten z-Zugstäbe als Funktion der Energiedichte dargestellt. Für die in den REM-Untersuchungen betrachtete Sinterstation zeigt sich bis zu einer Energiedichte von $E_A = 0,031 \text{ J/mm}^2$ eine leichte Abnahme der Rautiefe R_Z von 128 auf 118 μm . Oberhalb dieses Energieeintrages bildet sich ein Bereich geringer Oberflächenrauheiten aus. Die REM-Aufnahmen sowie die Ergebnisse zu den mechanischen Eigenschaften verdeutlichen, dass bei Erreichen dieses Bereiches bei $E_A = 0,031 \text{ J/mm}^2$ ein Übergang zum duktilen Bruch mit Streckgrenze erfolgt. Die für eine Energiedichte von $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ beobachtete Verbesserung der Schichtanbindung, ist somit auf eine verbesserte Verschmelzung der Bauteilfläche zurückzuführen. Für $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ steigt R_Z wieder deutlich an. Die hohen R_Z -Werte von 160 μm werden insbesondere durch die im Vergleich zu den anderen Parametersätzen höhere Schichtdicke von $s = 0,12 \text{ mm}$ sowie eine zunehmende Übersinterung des Bauteils aufgrund des hohen Energieeintrages verursacht. Entsprechendes veranschaulicht die in den REM-Aufnahmen sichtbare zerklüftete Oberflächenstruktur. Aufgrund der besseren Verschmelzung des Querschnittes sowie des Wegfalls schlecht versinterter Oberflächenbereiche, wirkt sich die höhere Oberflächenrauheit in diesem Fall jedoch nicht auf die Bruchdehnung in Aufbaurichtung aus.

Im Vergleich zu den Untersuchungen an maskengesinterten Bauteilen von Kühnlein [304, 321] zeigt sich, dass lasergesinterte Bauteile bei geeigneten Energieeinträgen wesentlich bessere Oberflächengüten und weniger Oberflächendefekte aufweisen. Durch die hierdurch bedingte geringere Kerbwirkung reduziert sich die Bruchneigung, weshalb im Vergleich zum Maskensintern deutlich höhere Bruchdehnungswerte erreicht werden können. Dennoch beeinflusst auch beim Laser-Sintern die Oberflächenqualität maßgeblich das Bauteilversagen.

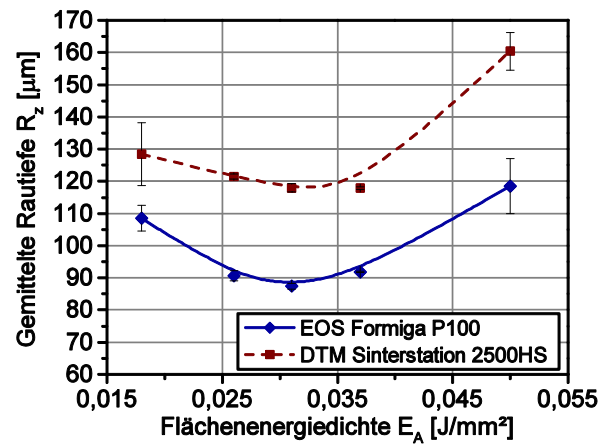
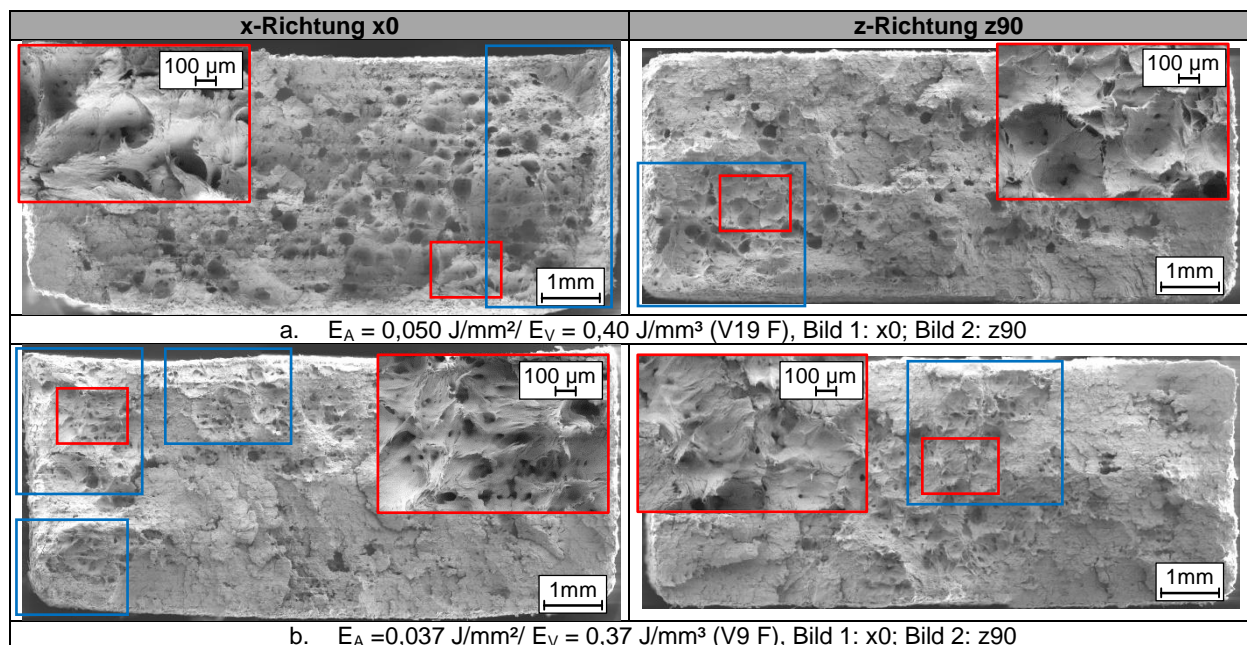


Bild 5-10: Gemittelte Rautiefe R_z von Zugstäben der Orientierung z90 für verschiedene Flächenenergiedichten E_A

Nunmehr soll überprüft werden, ob die ermittelten Zusammenhänge auch bei Nutzung der Formiga P100 zutreffen. Hierzu werden für eine Energiedichte von $E_V = 0,37 \text{ J/mm}^3$ (V9 F) sowie für den Parametersatz mit der höchsten Flächenenergiedichte von $E_A = 0,05 \text{ J/mm}^2$ im Versuchsplan (V19 F) ebenfalls REM-Aufnahmen erstellt. Die entsprechenden Aufnahmen sind in Tabelle 5-2 zusammengefasst. In Bild 5-10 sind die Rautiefen der beiden betrachteten sowie weiterer untersuchter Parametersätze dargestellt.

Tabelle 5-2: REM-Aufnahmen der Bruchflächen für auf der EOS Formiga P100 hergestellte Zugstäbe unterschiedlicher Energiedichte und Orientierung (Gesamtbilder: 27-fache Vergrößerung; Bildausschnitte (rot): 100-fache Vergrößerung; Bruchbeginn (blau))



Die REM-Aufnahmen von auf der Formiga gefertigten Zugstäben zeigen bei einem Energieeintrag von $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ eine im Vergleich zur Sinterstation höhere Porosität. Ursächlich dafür ist das Auftreten einer Vielzahl runder Poren, Tabelle 5-2a. Dagegen ergeben sich für den Parameter V9 F in x-Richtung keine, sowie in z-Richtung nur einzelne runde Poren, Tabelle 5-2b. Somit führt der höchste Energieeintrag bei der Formiga zwar zu verstärkten Zersetzungseffekten. Für Energiedichten im optimalen Bereich wird die Zersetzungsgrenze dagegen nicht überschritten. Ähnliche Zusammenhänge sind auch Bild 5-2 zu entnehmen.

Neben anderen Parametersätzen aus dem Versuchsplan (V2 F und V25 F) führt Parametersatz V9 F für die Formiga unabhängig von der Orientierung zu einem optimalen Bruchverhalten gemäß Kapitel 4.2.2 Bild 4-2 Verlauf 1. Hierbei werden selbst in Aufbaurichtung hohe Bruchdehnungswerte von $\varepsilon_{B,z90} \approx 19\%$ erreicht. Der Bruch geht zwar auch in diesem Fall, entsprechend den Beobachtungen für die Sinterstation, vom Bauteilrand aus (Tabelle 5-2, blaue Umrandungen). Es fehlen jedoch insbesondere bei den z-Zugstäben schwach versinterte Oberflächenbereiche, welche einen Bruch direkt nach dem Erreichen der Streckgrenze verursachen. Die zugehörigen Rauheitswerte für die Formiga (Bild 5-10) liegen dadurch auf einem deutlich niedrigeren Niveau mit minimalen Werten von nur $R_z \approx 90\ \mu\text{m}$. Ein Niveau niedrigster Rautiefen – und damit der Übergang zu einem duktilen Bruchverhalten – stellt sich für die betrachteten Zugstäbe der Orientierung z90 bereits für Energiedichten von $E_A = 0,026\ \text{J/mm}^2$ (V5 F) ein. Dies belegt der Vergleich mit Bild 2-8a sowie Tabelle 9-4. Somit lassen sich die gegenüber der Sinterstation deutlich höheren Bruchdehnungswerte in Aufbaurichtung unter anderem auf die niedrigere Oberflächenrauheit zurückführen. In der Folge wird die Kerbwirkung deutlich reduziert und ein stärkeres plastisches Verstrecken der Probe ohne Bruch möglich.

Prozessstreuung:

Zu den für jede Versuchsreihe berechneten Kennwertmittelwerten werden auch die zugehörigen Standardabweichungen betrachtet. Hierzu wird der untersuchte Energiedichtebereich für beide Anlagensysteme in drei Teilbereiche aufgeteilt. Diese bilden sich jeweils durch die zuvor ermittelten Schwellenergiedichten zur Erzielung maximaler Bauteildichten bzw. optimaler mechanischer Eigenschaften. Der Bereich erster Zersetzungseffekte wird aufgrund der geringen Auswirkungen auf die betrachteten mechanischen Eigenschaften gemeinsam mit dem optimalen Bereich ausgewertet. Somit liegen die Grenzen für die Formiga P100 bei $0,225\ \text{J/mm}^3$ bzw. $0,325\ \text{J/mm}^3$ sowie für die Sinterstation 2500HS bei $0,25\ \text{J/mm}^3$ bzw. $0,35\ \text{J/mm}^3$. Die gemittelten Standardabweichungen innerhalb der einzelnen Teilbereiche sind mit ihren jeweiligen Schwankungsbreiten in Abhängigkeit der Orientierung und Positionierung in Bild 5-11 (EOS-Maschine) und Bild 5-12 (DTM-Anlage) dargestellt. Bei der Formiga ergeben sich für die mechanischen Eigenschaften zum Teil starke Abhängigkeiten der Standardabweichungen von der Orientierung und vor allem der Platzierung der Probekörper im Bauraum, Bild 5-11a-c. So weisen Zugstäbe im Randbereich die höchsten Streuungen aller Kennwerte auf, welche sich allerdings in den meisten Fällen mit einer Erhöhung der Energiedichte reduzieren. Im Bereich optimaler mechanischer Eigenschaften fallen für das E-Modul die gemittelten Standardabweichungen am Bauraumrand sogar unter das Niveau aller anderen Orientierungen, Bild 5-11a. Eine Ausnahme bildet das Streuverhalten der Bruchdehnung. Entgegen den übrigen Kennwerten ergeben sich hier die geringsten Streuungen im Bereich der geringsten Energiedichten (Bild 5-11c). In den beiden anderen Bereichen sind die Standardabweichungen dagegen nahezu identisch. So liefert der Bereich der geringsten mechanischen Eigenschaften die höchste Reproduzierbarkeit. Eine Erklärung dafür könnte eine Veränderung im Versagensverhalten liefern. Bauteile im Energiedichtebereich unter $E_V = 0,225\ \text{J/mm}^3$ weisen, wie in Bild 5-7a durch die geringen Bruchdehnungen ε_B dargelegt, in Aufbaurichtung zumeist ein sprödes Bruchverhalten aufgrund einer mangelnden Schichtanbindung auf. Somit deuten die ermittelten Werte in Bild 5-11c darauf hin, dass das Versagen der Bauteile maßgeblich durch Fehlstellen im Zwischenschichtbereich bestimmt ist. Diese bilden sich an den Schichtgrenzen reproduzierbar aus, sodass sich jeweils ein ähnliches Bruchverhalten ergibt. Im nächst höheren Bereich steigen die Bruchdehnungen bei einer Reduzierung der Bauteilporosität an. Somit entfallen innere Fehlstellen als Versagensursache und die Bauteilqualität wird zunehmend durch äußere Fehlstellen – wie offene Randporosität oder die raue Oberfläche – bestimmt (vgl. Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2). Diese Fehlstellen erzeugen eine Kerbwirkung an der Oberflä-

che und entstehen aufgrund der Partikelanordnung im Pulverbett durch das Anhaften von Partikeln im Bauprozess sowie durch das zufällige Abtragen einzelner Partikel beim Strahlen. Die Bruchdehnung wird am stärksten durch derartige Fehlstellen beeinflusst, weshalb es zu erhöhten Streuungen der Kennwerte kommt. Im Randbereich der Anlage mit seinen niedrigeren Pulverbetttemperaturen verstärken sich diese Effekte zusätzlich. Für die restlichen Orientierungen liegen die mittleren Standardabweichungen im optimalen Energiedichtebereich größer $0,325 \text{ J/mm}^3$ für das E-Modul bei ca. 30 bis 40 N/mm^2 , für die Zugfestigkeit bei ca. $0,4 \text{ N/mm}^2$ bzw. für die Bruchdehnung bei 1 bis 1,5 %. Die größten Streuungen bezogen auf den Kennwert ergeben sich für die Bruchdehnung also der bereits zuvor als besonders kritisch nachgewiesenen Größe. Insgesamt betrachtet, werden für die meisten Kennwerte bereits oberhalb einer Energiedichteschwelle von $E_V = 0,225 \text{ J/mm}^3$, also mit dem Erreichen höchster Bauteildichten, annähernd identische Standardabweichungen erzielt. Die einzige Ausnahme bilden hier die Kennwerte für den Baurandbereich (z90außen). Für die Zugfestigkeit ergibt sich bei Übergang in den optimalen Energiedichtebereich keine weitere Veränderung der Standardabweichung. Dagegen steigt die Abweichung des E-Moduls nochmals geringfügig an, während sich die Streuung der Bruchdehnungswerte leicht reduziert.

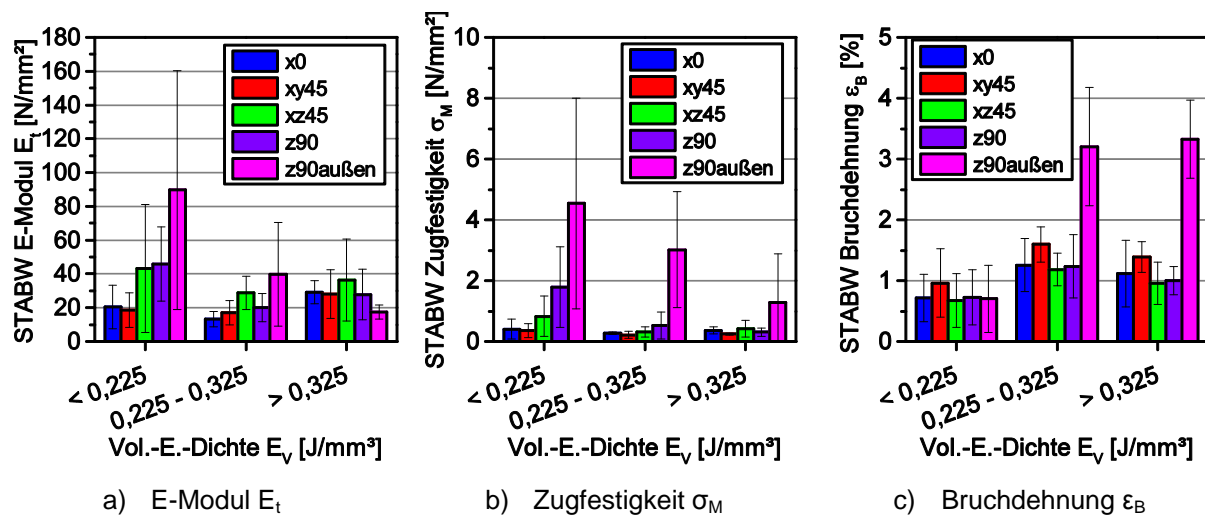


Bild 5-11: EOS Formiga P100: Gemittelte Standardabweichungen der Messgrößen in Abhängigkeit der Orientierung und Platzierung für verschiedene Volumenenergiedichtebereiche

In Bild 5-12a-c sind die gemittelten Standardabweichungen für die Sinterstation 2500HS dargestellt. Hierbei ergeben sich für das ältere Anlagensystem im Vergleich zur neueren Formiga P100 teilweise höhere Streuungen der ermittelten Kennwerte. Besonders für das E-Modul im Randbereich und die Bruchdehnung liegt das Niveau der Standardabweichungen zum Teil deutlich über dem aus Bild 5-11. Für das E-Modul (Bild 5-12a) und die Festigkeit (Bild 5-12b) zeigen die Standardabweichungen hierbei ähnliche Tendenzen wie für die zuvor betrachtete Formiga. Auch für die Bruchdehnung ergibt sich wiederum ein leichter Anstieg der Standardabweichungen mit zunehmender Energiedichte, Bild 5-12c. Die für die Formiga beobachteten sehr starken Kennwertstreuungen der Bruchdehnung für die Orientierung z90außen finden sich für die Sinterstation 2500HS dagegen nicht wieder. Eine mögliche Ursache bildet das generell sprödere Bruchverhalten mit einer schlechteren Schichtanbindung, Bild 5-7b. Zusätzlich ergeben sich – anders als für die Formiga – größere Unterschiede zwischen dem Energiedichtebereich von $0,25$ bis $0,35 \text{ J/mm}^3$ und dem Bereich größer $0,35 \text{ J/mm}^3$. Die meisten Standardabweichungen für das E-Modul und die Zugfestigkeit reduzieren sich beim Übergang in den optimalen Energiedichtebereich, während die Streuung der Bruchdehnungswerte nochmals ansteigt. Ursachen hierfür könnten erneut aus der Oberflächenrauheit resultierende Effekte sein. So beeinflusst die rauheitsbedingte

Kerbwirkung insbesondere die Duktilität der Bauteile. E-Modul und Zugfestigkeit werden dagegen stärker von der inneren Werkstoffstruktur bestimmt. Die durchgeführten REM-Untersuchungen (Tabelle 5-1) belegen den Einfluss der Oberflächenstruktur als Versagensursache bzw. als Bruchausgangsbereich.

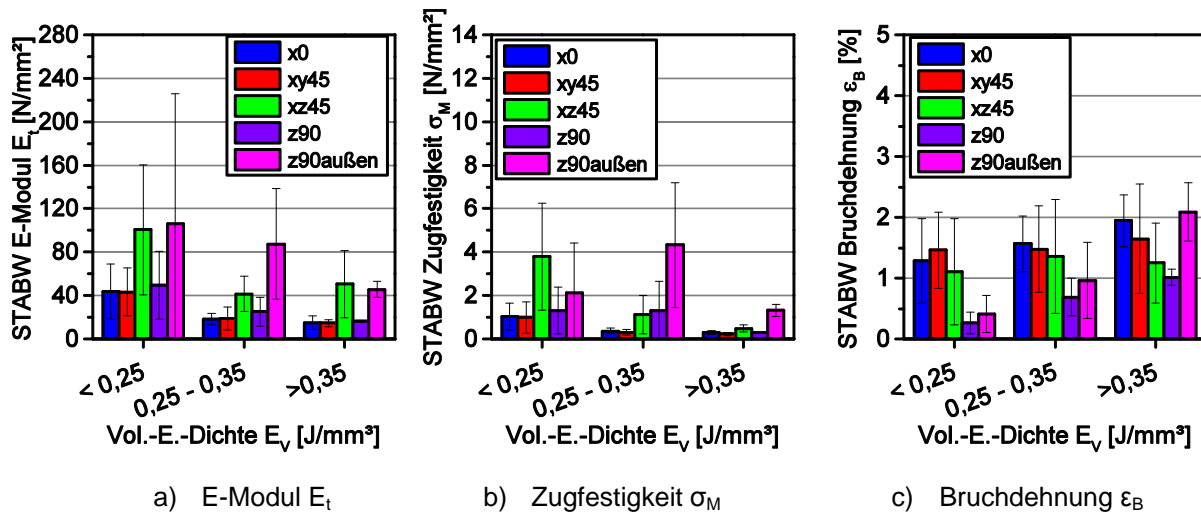


Bild 5-12: DTM Sinterstation 2500HS: Gemittelte Standardabweichungen der Messgrößen in Abhängigkeit der Orientierung und Platzierung für verschiedene Volumenenergiedichtebereiche

Zusammenfassung:

In der Gesamtbetrachtung zeigt sich, dass insbesondere die Kennwerte für die Bruch- und die Streckdehnung das Vorliegen stabiler Prozessbedingungen beim Laser-Sintern beeinflussen. Für die Formiga P100 stellen sich diese für einen Mindestenergieeintrag von $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ ein. Die mit einem Hochgeschwindigkeits-Scansystem ausgerüstete Sinterstation 2500HS erfordert hingegen Energieeinträge von über $E_V = 0,35 \text{ J/mm}^3$, um diesen stabilen Prozessbereich zu erreichen. Obwohl die Unterschiede hinsichtlich der optimalen Verarbeitungsbereiche zwischen beiden betrachteten Anlagensystemen nur gering sind, stellt sich dennoch eine Abhängigkeit von der genutzten Anlage ein. Zusätzlich ergibt sich eine obere Grenze für die optimalen Verarbeitungsbedingungen. Durch einen zu hohen Energieeintrag können Zersetzungseffekte im Material auftreten. Diese führen insbesondere zu einer Zunahme der Bauteilporosität bzw. Abnahme der Bauteildichte. Eine scharfe Grenze ist hier deutlich schwerer zu definieren, da neben dem Energieeintrag vor allem auch die Schichtdicke eine entscheidende Rolle spielt. Die Ergebnisse deuten jedoch darauf hin, dass oberhalb einer Flächenenergiedichte von $E_A = 0,038$ bis $0,040 \text{ J/mm}^2$ verstärkte Zersetzungseffekte mit einer Zunahme der Porosität auftreten können. In der Gesamtbetrachtung zeigt sich für das neuere Anlagensystem eine höhere Robustheit der Prozessführung, wodurch im optimalen Bereich bessere und homogenere mechanische Eigenschaften erzielt werden können. Für die Formiga stellt sich im optimalen Energiedichtebereich ein Spannungs-Dehnungs-Verhalten nach Verlauf 1 aus Bild 4-2 mit einer guten Schichtausbildung und -anbindung ein, während das Verhalten der Sinterstation in optimalen Fall Verlauf 2 mit einer reduzierten Qualität der Schichtanbindung entspricht. Die Ergebnisse belegen zudem, dass die Oberflächenqualität von lasergesinterten Bauteilen, wie bereits in [304, 321] für das Masken-Sintern verifiziert, maßgeblich die mechanischen Eigenschaften sowie deren Reproduzierbarkeit und insbesondere die Bauteilduktilität beeinflusst. Daher gilt es in künftigen Arbeiten, die Oberflächenqualität von LS-Bauteilen durch Optimierung der Materialeigenschaften zu verbessern, um dadurch die Kerbwirkung an der Oberfläche zu reduzieren.

5.1.3 Positionsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften

Die Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche beeinflusst ebenfalls die Bauteilqualität und die Reproduzierbarkeit beim Laser-Sintern. Entsprechendes verdeutlichen der Stand der Technik in Kapitel 2.2.7 sowie die unterschiedlichen Bauteileigenschaften für die Bauraummitte und den Bauraumrand aus Kapitel 5.1.2. Eine Analyse der thermischen Verhältnisse auf der Pulverbetttoberfläche ermöglicht daher die Bewertung positionsabhängiger Effekte. Entsprechend der in Kapitel 9.1 und 4.3 beschriebenen Versuchsaufbauten und Vorgehensweise wird jeweils die Temperaturverteilung an der Pulverbetttoberfläche zu Beginn der Bauphase für beide betrachteten Anlagensysteme ermittelt. Die gemessenen Verteilungen sind in Bild 5-13a für die EOS Formiga P100 und in Bild 5-13b für die DTM Sinterstation 2500HS dargestellt. Für beide Anlagen ergibt sich eine stark ortsabhängige und inhomogene Temperaturverteilung mit am Bauraumrand stark abfallenden Temperaturen. Diese Effekte sind vor allem bei der Sinterstation ausgeprägt. Die niedrigeren Manteltemperaturen von lediglich 120 °C führen hier insbesondere in den Eckbereichen zu einer starken Auskühlung des Pulverbettes. Bei der Formiga bildet sich dagegen aufgrund der höheren Manteltemperaturen von 140 °C eine schärfere Temperaturschwelle im Bauraumrandbereich aus. Zur Auswertung der Verteilungseffekte wird der effektive Baubereich beider Maschinen betrachtet. Dieser ergibt für die Formiga einen um 15 mm und für die Sinterstation einen um 25 mm auf jeder Seite gegenüber der Gesamtaufeldgröße reduzierten Baubereich.

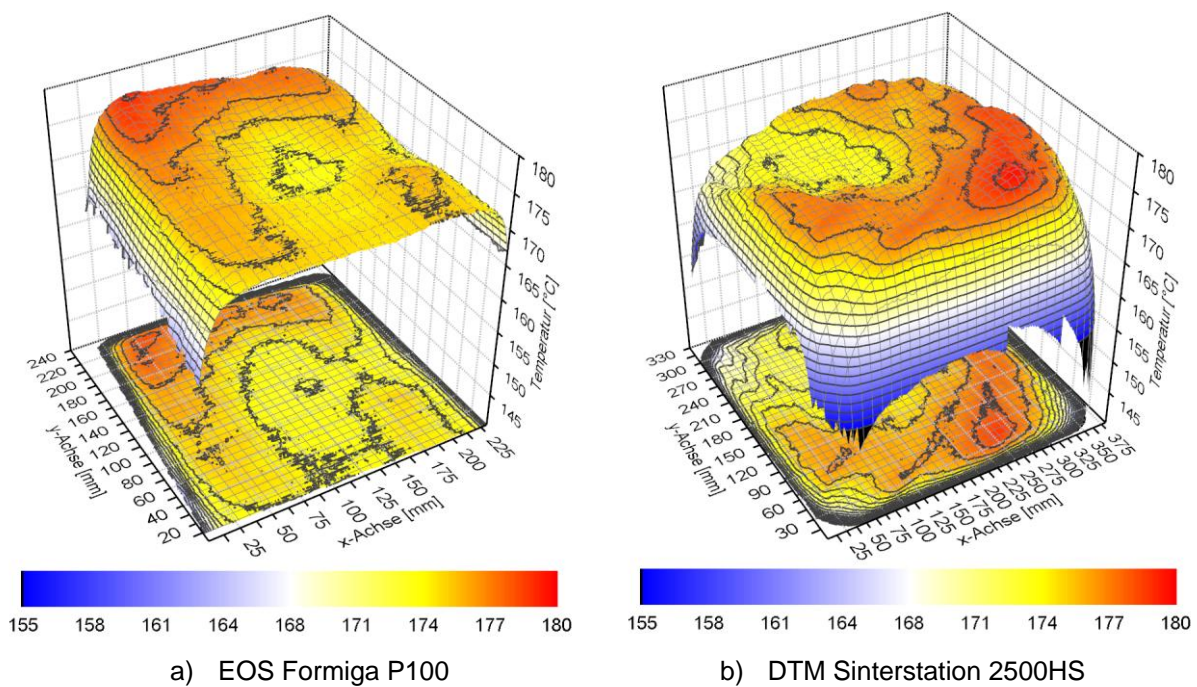


Bild 5-13: Gemessene Temperaturverteilungen auf der Pulverbetttoberfläche

Bei der EOS Formiga P100 liegt der heißeste Bereich mit 178 °C im linken hinteren Bereich des Baufeldes, während die rechte hintere Ecke den mit 169 °C kältesten Bereich bildet, Bild 5-13a. Die maximale Temperaturdifferenz ergibt sich somit zu $\Delta T_{P_{\max,F}} \approx 9$ K. Allerdings ist eine Auswertung des vorderen Baufeldbereiches infolge der Abschattung durch den Heizstrahler unmöglich. Die Temperaturverteilung der Sinterstation 2500HS gestaltet sich noch inhomogener. Die maximale Temperaturdifferenz zwischen dem Hot-Spot im rechten vorderen Bereich ($T_{\max} = 179$ °C) und dem Cold-Spot in der hinteren linken Bauraumecke ($T_{\min} = 168$ °C) beträgt hier sogar $\Delta T_{P_{\max,D}} \approx 11$ K. Dabei fällt auf, dass der gesamte Baufeldbereich hinten links kälter ist, während der vordere und rechte Baufeldbereich insgesamt wärmer ist. Somit sind die schlechtesten Bauteileigenschaften in diesem kälteren Bereich zu erwarten. Derart große Unterschiede finden sich dagegen bei der Formiga nicht.

Für die beobachtete Inhomogenität der Temperaturverteilung kommen insbesondere zwei Ursachen in Frage. Einerseits wird diese durch den verwendeten Heizstrahler und andererseits durch die Konvektion an der Pulverbetttoberfläche beeinflusst. Die verwendeten Heizstrahler mit großflächigen Ausschnitten für die Belichtung der Pulverbetttoberfläche durch den Laser verstärken die Ausbildung einer inhomogenen Verteilung. Hot-Spots werden dabei durch eine lokal höhere Temperatur bzw. Leistungsabgabe des Heizstrahlers verursacht. Diese entsteht durch minimale Variationen im Heizleiterquerschnitt oder durch leichte Dickenunterschiede in der den Heizleiter bedeckenden Carbonschicht, wie bei der Sinterstation 2500HS [276-277]. Gleichzeitig stellen sich in der Baukammer durch die Inertgaszufuhr Strömungen ein, welche zu einer lokal unterschiedlich starken Wärmeabgabe durch Konvektion führen und somit die Ausbildung einer inhomogenen Verteilung unterstützen. Die kältesten Bereiche im Pulverbett stellen sich zumeist in den Eckbereichen des Bauraumes ein. Hier führt eine verstärkte Wärmeabgabe an den Behältermantel zum Absinken der Temperatur. Beide betrachteten Anlagen bieten keine Möglichkeit die beobachteten lokalen Effekte durch Nachjustierung einzelner Heizbereiche auszugleichen. Auch bei der Sinterstation 2500HS, bei welcher der Heizstrahler aus zwei einzelnen Heizzonen für den Außen- und Innenbereich des Baufeldes besteht, ist eine Homogenisierung der gemessenen Temperaturverteilung durch Anpassung der Leistungsverhältnisse nicht möglich.

Durchgeführte Voruntersuchungen in [38] für die betrachteten Anlagensysteme belegen den Einfluss der Temperaturverteilung auf die sich einstellenden Eigenschaften. So ist hauptsächlich für die Bruchdehnung in z-Richtung sowie die Bauteildichte eine signifikante Abhängigkeit von der lokalen Vorwärmtemperatur des Pulvers zu erwarten. Die Ergebnisse aus Kapitel 5.1.2 veranschaulichen, dass sich auch für die anderen mechanischen Kennwerte in Aufbauichtung Unterschiede zwischen einer Platzierung in der Bauraummitte (z_{90}) und einer solchen am Bauraumrand ($z_{90\text{außen}}$) ergeben können. Für eine hohe Reproduzierbarkeit des LS-Prozesses ist es jedoch erforderlich, über das gesamte Baufeld hinweg gleiche Bauteileigenschaften zu erzielen. Daher werden im Folgenden die Kennwerte aller zehn vertikal orientierten Zugstäbe eines Versuchspunktes gemeinsam betrachtet und hinsichtlich der prozentualen Abweichung zwischen dem maximalen und minimalen gemessenen Kennwert ausgewertet. Die auf diese Weise berechneten Abweichungen des E-Modules $\Delta E_{z90,\max}$, der Zugfestigkeit $\Delta \sigma_{z90,\max}$ sowie der Bruchdehnung $\Delta \epsilon_{z90,\max}$ sind in Bild 5-14a und b für beide Anlagensysteme als Funktion der Volumenenergiedichte dargestellt.

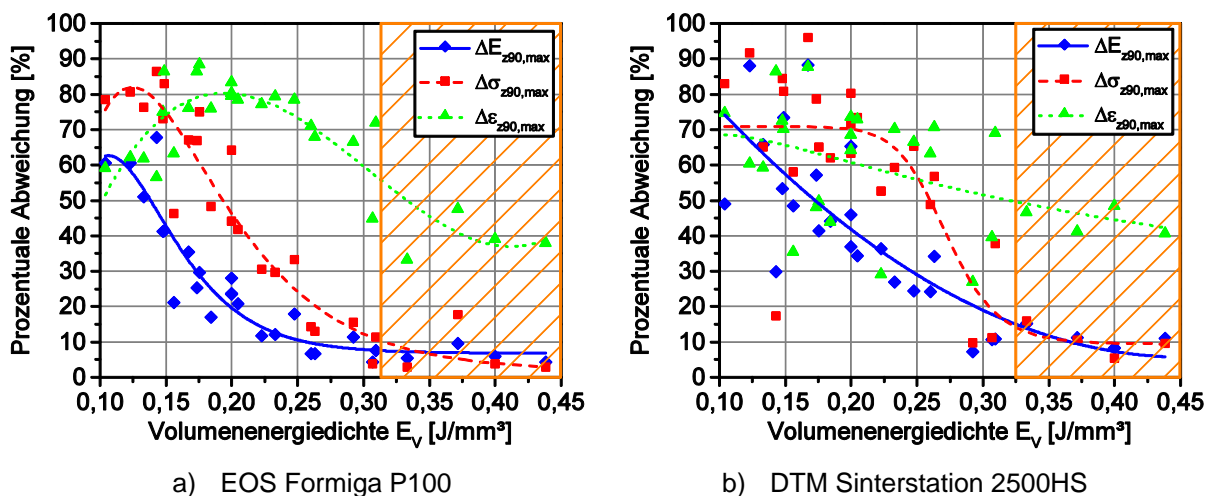


Bild 5-14: Prozentuale Abweichung vom maximalen zum minimalen Kennwert in Aufbauichtung in Abhängigkeit der Volumenenergiedichte E_v

Die Abweichungen sinken für alle drei Kennwerte und beide Anlagensysteme mit zunehmender Energiedichte. Insbesondere bei niedrigen Energiedichten ($E_V < 0,2 \text{ J/mm}^3$) ergeben sich hohe Kennwertabweichungen von bis zu 90 %. Die beobachtete Inhomogenität der Temperaturverteilung hat hier einen deutlich stärkeren Einfluss auf die Schwankung der Kennwerte als für höhere Energiedichten. Dabei folgen die ermittelten Werte für die EOS-Maschine in guter Näherung dem Verlauf der jeweiligen Trendlinie, während die für die DTM-Maschine berechneten Abweichungen vor allem bei geringeren Energiedichten stark streuen. Dadurch stellen die Trendlinien hier nur eine grobe Annäherung der Zusammenhänge dar. Sowohl für das E-Modul als auch für die Zugfestigkeit lassen sich mit zunehmender Energiedichte geringe Abweichungen der Kennwerte erzielen. Dies trifft für beide Anlagensysteme gleichermaßen zu. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass bei der Formiga für beide Größen ($\Delta E_{z90,\max}$ und $\Delta \sigma_{z90,\max}$) Abweichungen von unter 10 % erreicht werden können (Bild 5-14a). Dagegen liegen die minimalen Abweichungen für die Sinterstation, bedingt durch die inhomogenere Temperaturverteilung, mit etwa 10 bis 15 % etwas höher (Bild 5-14b). Im Vergleich zu den anderen Kennwerten stellen sich für die Bruchdehnung deutlich höhere Abweichungen ein. Selbst bei hohen Energieeinträgen ergibt sich für $\Delta \varepsilon_{z90,\max}$ eine Abweichung zwischen ca. 40 und 50 %. Diese minimalen Abweichungen werden für die Formiga oberhalb von $E_V = 0,31 \text{ J/mm}^3$ und für die Sinterstation über $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ erreicht (orangefarben schraffierte Bereiche in Bild 5-14a und b). Eine Erhöhung der Energiedichte bzw. eine Optimierung der Prozessparameter ermöglicht es folglich, die Auswirkungen der inhomogenen Temperaturverteilung zu verringern. Durch Anpassung von Prozessparametern lässt sich also die Reproduzierbarkeit von Laser-Sinter-Anlagen steigern. Die Ergebnisse verdeutlichen jedoch auch, dass eine Parameteroptimierung alleine nicht ausreicht, um minimale Abweichungen der Kennwerte zu realisieren. Zur Erzielung reproduzierbarer Bauteilergebnisse sind somit zukünftig optimierte Heizsysteme mit homogener Temperaturverteilung erforderlich.

5.1.4 Korrelationsmodelle zur Quantifizierung der Einflüsse

Beim Laser-Sintern wird üblicherweise die Energiedichte als Standardkorrelationsgröße für den Vergleich verschiedener Prozesseinstellungen verwendet. Obwohl die in Kapitel 5.1.2 betrachtete Volumenenergiedichte mit Ausnahme der Pulverbetttemperatur vier von insgesamt fünf variierten Prozessparametern zu einer Kenngröße vereinigt, zeigen die ermittelten Zusammenhänge oftmals eine schlechte Annäherung an die Datenbasis (vgl. Bild 5-1 bis Bild 5-8) mit zum Teil deutlichen Abweichungen von den angenäherten Trendlinien. Daher ist die Volumenenergiedichte zur Beschreibung exakter Zusammenhänge im Laser-Sintern nicht ausreichend und kann lediglich zur Aufdeckung grundlegender Zusammenhänge sowie zur Identifizierung optimaler Verarbeitungsbereiche angewendet werden.

Um die Prozesszusammenhänge quantitativ beschreiben zu können und die Haupteinflussparameter zu bestimmen, werden mit Hilfe der für Versuchsplan 1 (Tabelle 4-2) ermittelten Datenbasis (Tabelle 9-3 bis Tabelle 9-8) Regressionsmodelle zweiter Ordnung aufgebaut. Hierzu wird die in Kapitel 4.4.1 beschriebene Vorgehensweise angewendet. Aufgrund unvollständiger Datenreihen für die Streckdehnung ε_Y und die Porosität ε_{Por} werden lediglich für die Bauteildichte ρ_B , das E-Modul E_t , die Zugfestigkeit σ_M sowie die Bruchdehnung ε_B Regressionsmodelle aufgestellt. Diese erlauben die mathematische Abbildung des Versuchsraumes sowie die Vorhersage und numerische Optimierung von Bauteileigenschaften. Die aufgestellten Regressionsgleichungen sind in Tabelle 5-3 (EOS Formiga P100) und Tabelle 5-4 (DTM Sinterstation 2500HS) dargestellt. Statt der vollständigen Regressionspolynome sind übersichtlichkeithalber nur die jeweiligen Koeffizienten b_i , b_{ij} und b_{iii} für die einzelnen Einflüsse und Wechselwirkungen aufgeführt. Die zugehörigen ANOVA-Auswertungen zur Ermittlung signifikanter Faktoren bzw. zur Eliminierung nicht signifikanter

Einflussgrößen sowie zur Evaluierung der Modellgüte sind im Anhang in Tabelle 9-11 bis Tabelle 9-24 zusammengefasst.

Tabelle 5-3: Aufgestellte Regressionsmodelle für die EOS Formiga P100

	Dichte					E-Modul					Zugfestigkeit					Bruchdehnung				
	5 mm	10 mm	25 mm	50 mm	150 mm	x0	xy 45	xz 45	z90	z90 außen	x0	xy 45	xz 45	z90	z90 außen	x0	xy 45	xz 45	z90	z90 außen
y ₀	0,917	0,942	0,954	0,963	0,965	1586	1592	1528	1512	1336	47,0	46,8	43,9	41,3	30,3	16,5	16,3	9,9	6,7	3,2
A	0,011	0,004	0,008	0,005	0,008	-3,2	17,4	7,9	11,5	52,4	1,0	1,0	2,0	2,4	3,1	1,6	1,8	2,0	1,2	0,9
B	-0,023	-0,018	-0,018	-0,021	-0,023	-43,1	-21,7	-65,4	-75,3	-177	-3,0	-3,0	-5,3	-5,9	-8,5	-3,1	-3,6	-3,9	-3,6	-2,9
C	-0,020	-0,014	-0,014	-0,014	-0,014	-30,2	-31,2	-60,5	-56,9	-119	-2,8	-2,5	-3,8	-4,0	-5,6	-2,8	-2,4	-3,2	-2,3	-1,6
D	0,006	0,007	0,004	--	0,004	26,7	27,2	31,8	-13,0	24,5	0,6	0,5	0,8	2,4	--	-0,1	0,1	0,6	0,7	0,6
E	-0,029	-0,024	-0,026	-0,022	-0,032	-86,7	-84,2	-138	-97,4	-195	-3,5	-3,3	-9,2	-9,0	-10,0	-2,5	-2,3	-4,2	-3,9	-3,4
AB	0,004	0,012	0,011	--	0,012	--	--	--	--	--	1,2	1,0	-2,4	--	--	--	--	1,4	--	--
AC	0,010	0,011	0,010	--	0,013	22,4	--	--	--	--	0,6	0,7	-2,6	--	--	0,7	--	--	-0,5	--
AD	-0,010	-0,004	-0,006	--	-0,009	-65,0	-41,0	-74,1	-19,9	-50,7	-0,8	-0,9	-5,3	-4,1	--	--	--	0,4	0,5	--
AE	--	0,011	0,005	--	0,003	42,5	24,3	35,5	--	--	0,4	0,7	1,3	3,6	--	--	--	0,5	--	-0,4
BC	-0,013	-0,022	-0,022	-0,012	-0,022	-48,0	-64,5	-58,1	-42,2	-89,5	-2,4	-2,4	-7,1	-3,6	--	--	--	-2,0	--	0,4
BD	--	--	0,002	--	0,004	29,1	--	46,3	--	--	0,4	0,6	-3,0	-2,7	--	--	--	1,3	--	--
BE	-0,018	-0,019	-0,023	-0,008	-0,015	-59,6	-24,8	-94,3	-49,4	-109	-1,9	-1,9	-3,0	--	-2,8	-1,5	-1,0	-1,3	1,0	1,3
CD	0,009	--	--	--	0,006	30,2	-17,9	31,5	-19,9	--	0,5	0,4	-3,2	-2,7	--	--	--	--	-0,4	--
CE	-0,008	-0,018	-0,020	-0,006	-0,015	-83,2	-27,8	-87,1	-42,9	-73,6	-1,8	-1,5	-2,0	--	--	--	-0,6	--	0,6	0,7
DE	--	-0,003	0,002	--	-0,002	20,1	22,3	--	--	--	0,7	0,4	1,0	--	--	-1,0	-1,6	--	--	-0,6
A ²	--	--	--	--	-0,001	--	--	--	--	--	-0,2	-0,2	-0,5	--	--	--	--	--	--	--
B ²	-0,008	-0,009	-0,010	-0,009	-0,008	-40,6	-44,2	-39,5	-38,8	-57,6	-1,6	-1,2	-2,5	-1,5	--	--	--	--	0,9	1,2
C ²	--	-0,002	-0,002	--	-0,003	-10,4	-12,5	--	--	--	-0,1	-0,1	-1,1	--	--	--	--	--	0,4	0,5
D ²	0,003	0,002	0,001	--	0,001	20,4	21,0	24,8	43,0	--	0,3	0,3	0,3	--	--	--	--	--	--	--
E ²	-0,003	-0,002	-0,003	--	-0,006	-12,6	-12,2	-42,0	-19,7	--	-0,6	-0,6	-3,5	-2,7	--	--	--	--	0,8	1,3
R ²	0,983	0,993	0,999	0,938	0,999	0,991	0,983	0,981	0,953	0,955	0,999	0,999	0,999	0,979	0,932	0,967	0,959	0,985	0,982	0,983
R ² _{adjust}	0,969	0,987	0,997	0,919	0,999	0,980	0,965	0,964	0,919	0,936	0,999	0,998	0,998	0,967	0,920	0,956	0,946	0,978	0,971	0,974
R ² _{pred}	0,917	0,943	0,980	0,879	0,986	0,955	0,951	0,891	0,845	0,901	0,991	0,975	0,980	0,914	0,903	0,930	0,916	0,957	0,943	0,938

 Haupteffekt 1
  Haupteffekt 2
  Haupteffekt 3
  Haupteffekt 4

Tabelle 5-4: Aufgestellte Regressionsmodelle für die DTM Sinterstation 2500HS

	Dichte					E-Modul					Zugfestigkeit					Bruchdehnung				
	5 mm	10 mm	25 mm	50 mm	150 mm	x0	xy 45	xz 45	z90	z90 außen	x0	xy 45	xz 45	z90	z90 außen	x0	xy 45	xz 45	z90	z90 außen
y ₀	0,910	0,940	0,943	0,934	0,942	1496	1513	1264	1196	1050	43,8	44,2	33,4	19,6	22,0	14,7	14,1	6,0	2,0	2,0
A	0,010	0,007	0,007	0,025	0,010	72,9	52,1	141	158	96,8	2,3	2,4	2,3	6,2	5,4	1,2	1,4	1,3	0,5	0,3
B	-0,037	-0,034	-0,047	-0,052	-0,056	-156	-171	-248	-253	-319	-6,1	-5,6	-10,7	-10,4	-10,7	-4,3	-3,9	-3,7	-2,7	-2,2
C	-0,014	-0,014	-0,025	-0,034	-0,031	-85,2	-77,9	-103	-157	-145	-3,0	-2,9	-5,0	-9,0	-6,6	-1,9	-2,3	-1,6	-1,1	-0,7
D	0,010	0,003	0,003	0,010	0,004	15,5	16,1	74,0	111	69,2	0,8	0,7	1,5	5,2	4,5	0,5	0,4	1,1	0,6	0,4
E	-0,033	-0,041	-0,048	-0,053	-0,048	-195	-178	-345	-361	-323	-5,7	-6,1	-10,5	-11,7	-10,8	-2,5	-2,3	-3,4	-2,7	-1,8
AB	0,007	0,013	0,003	0,015	0,007	49,3	32,4	--	80,7	--	0,5	--	--	--	--	--	--	--	--	-0,9
AC	0,004	0,010	--	0,023	--	23,5	24,1	-64,7	--	--	--	--	--	-4,3	--	--	--	1,2	-0,5	--
AD	-0,003	-0,013	-0,012	--	-0,008	--	--	--	154	75,9	-0,7	--	3,0	7,4	--	0,4	--	--	0,5	-0,4
AE	0,005	--	--	0,022	--	--	25,6	43,2	--	--	1,1	1,4	--	--	--	--	--	--	0,2	--
BC	-0,014	-0,023	-0,022	-0,024	-0,023	-81,4	-61,1	-127	--	--	-3,1	-2,4	--	--	--	--	--	--	0,4	0,7
BD	0,007	0,012	--	0,013	--	18,0	25,4	--	93,6	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	-0,7
BE	-0,016	-0,013	-0,030	-0,030	-0,029	-112	-89,6	-84,5	-93,7	--	-2,5	-2,0	-3,1	-2,7	--	--	--	--	1,4	1,1
CD	0,006	0,011	--	--	--	--	25,1	-72,5	--	--	--	--	--	-4,7	--	-0,5	-0,7	-1,1	-0,7	--
CE	-0,007	-0,004	-0,014	-0,024	-0,013	-25,6	-19,3	46,7	63,4	--	-0,5	-0,6	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	0,006	--	--	--	--	--	--	--	--	--	0,4	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	-0,003	-0,003	--	-0,007	--	--	--	-31,6	--	--	-0,5	-0,5	--	--	-2,5	-0,8	--	--	--	--
B ²	-0,019	-0,020	-0,018	-0,018	-0,019	-42,1	-51,7	-73,3	-53,6	-50,5	-2,0	-2,0	-2,3	1,3	--	1,5	--	0,9	1,1	0,9
C ²	--	-0,002	-0,006	-0,006	-0,008	--	--	--	--	--	-0,5	-0,4	--	1,2	--	-0,4	--	--	0,2	--
D ²	--	--	--	--	--	25,6	20,5	--	--	--	--	--	--	1,7	-2,5	-0,9	--	--	0,2	--
E ²	--	-0,008	-0,011	-0,011	-0,008	-31,5	-39,5	-70,0	-64,6	-76,5	-0,8	-1,3	-2,0	1,6	--	-0,7	--	0,6	1,2	0,5
R ²	0,994	0,994	0,995	0,974	0,994	0,997	0,988	0,981	0,979	0,926	0,997	0,991	0,970	0,975	0,929	0,980	0,954	0,941	0,994	0,974
R ² _{adjust}	0,987	0,988	0,991	0,949	0,991	0,995	0,978	0,967	0,968	0,904	0,995	0,986	0,958	0,958	0,910	0,969	0,944	0,918	0,990	0,959
R ² _{pred}	0,975	0,952	0,983	0,953	0,984	0,992	0,929	0,940	0,947	0,875	0,982	0,970	0,931	0,945	0,897	0,920	0,925	0,881	0,981	0,945

 Haupteffekt 1
  Haupteffekt 2
  Haupteffekt 3
  Haupteffekt 4

Die aufgestellten Regressionsgleichungen (Tabelle 5-3 und Tabelle 5-4) belegen die in Kapitel 2.2.6 beschriebene Komplexität der Zusammenhänge beim Laser-Sintern. So ergeben sich in den meisten Modellen zahlreiche Wechselwirkungen zwischen den Faktoren sowie nicht lineare Zusammenhänge. Die ermittelten Ergebnisse bestätigen des Weiteren, dass die fünf ausgewählten Einflussparameter den Laser-Sinter-Prozess tatsächlich maß-

geblich bestimmen. Alle linearen sowie nicht linearen Faktorwirkungen sowie alle untersuchten Faktor-Wechselwirkungen weisen in jeweils mindestens zwei Modellen einen signifikanten Einfluss auf. Insgesamt zeichnen sich alle aufgestellten Modelle durch eine hohe Modellgüte aus. Alle R-Squared-Werte, als Maß für die Modellgüte, liegen mit Werten über $R^2 = 0,85$ und zum größten Teil sogar über $R^2 = 0,9$ sehr nahe an eins (vgl. Kapitel 4.4.1). Des Weiteren ergibt sich für alle Modelle eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den ermittelten Werten für Adjusted R-Squared and Predicted R-Squared mit einer Differenz von jeweils unter 0,2 (vgl. Kapitel 4.4.1). Somit können alle Modelle sowohl zur Beschreibung von Zusammenhängen innerhalb des Versuchsraumes als auch zur Vorhersage von Kennwerten in zukünftigen Untersuchungen angewendet werden.

Jedoch müssen in einigen Modellen zur Erzielung einer guten Annäherung an die Versuchsdaten, der in Kapitel 4.4.1 beschriebenen Methodik folgend, Ausreißer identifiziert und von der Auswertung ausgeschlossen werden. Für diese kommen verschiedene Ursachen in Frage:

- Leicht variierende Zykluszeiten durch unterschiedliche Hatchabstände und Scangeschwindigkeiten
- Variierende Prozess- und Abkühlzeiten durch unterschiedliche Schichtdicken
- Geringfügige Schwankungen in der verwendeten Materialqualität zwischen den Prozessen
- Unterschiedliche Reduzierung des Energieeintrages in das Pulverbett während der zehn Prozesse aufgrund unterschiedlich starkem Beschlag des Laser-Windows
- Reduzierung des Energieeintrags durch Rauchbildung in Prozessen mit sehr hohen Energiedichten

Die aufgestellten Modelle ermöglichen die Abbildung der Versuchsdaten durch eine mathematische Gleichung. Um den Einfluss der Modellgüte auf die Qualität der Beschreibung zu überprüfen, werden die auf Basis der Regressionsgleichung vorhergesagten Werte exemplarisch mit den Messwerten verglichen. In Bild 5-15 sind die entsprechenden Vergleiche für Modelle mit geringeren R^2 -Werten sowie einer sehr hohen Vorhersagequalität gegenübergestellt. Dabei repräsentieren die beiden Modelle der Sinterstation 2500HS für das E-Modul $E_{t,z90außen}$ und für die Festigkeit $\sigma_{M,z90außen}$ Regressionsgleichungen mit innerhalb des Vergleiches geringen Werten für die Vorhersagequalität (Tabelle 5-4). Die Diagramme belegen, dass bei geringeren R^2 -Werten besonders im mittleren Bereich der Kurven jeweils mit höheren Abweichungen vom berechneten Vorhersagewert zu rechnen ist, während im Bereich der maximalen Kennwerte eine gute Annäherung von gemessenen und vorhergesagten Werten besteht. Dadurch ist in diesem Bereich mit einer präziseren Vorhersage der Bauteileigenschaften zu rechnen. Die Modellgüte beeinflusst jedoch maßgeblich die Qualität der Vorhersage. Bei einer gezielten Einstellung von Eigenschaften ist dies zu berücksichtigen. Bild 5-15c und d zeigen demgegenüber Modelle mit einer über den gesamten Versuchsbereich sehr hohen Aussagekraft der Vorhersage, wie auch die hohen Werte für Predicted R-Squared von über 0,98 belegen. Da eine Optimierung der Bauteileigenschaften jedoch auf die Maximierung der Bauteileigenschaften abzielt, können alle Modelle zur Ermittlung optimaler Parametereinstellungen angewendet werden.

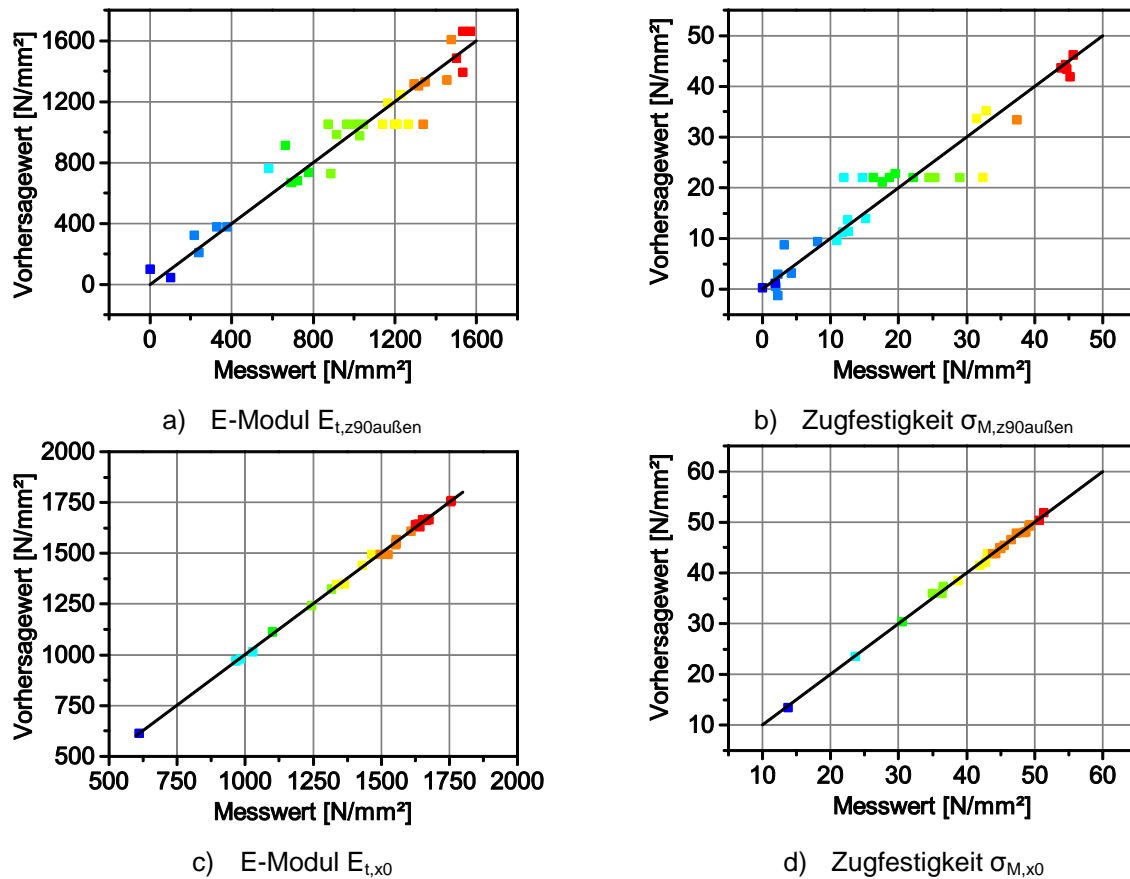


Bild 5-15: Vergleich der für die DTM Sinterstation 2500HS berechneten Vorhersagewerte mit den Messwerten

Die Regressionsgleichungen erlauben jedoch nicht nur die Vorhersage von Eigenschaften. Sie können zusätzlich zur Identifizierung der wichtigsten Einflüsse auf den LS-Prozess genutzt werden. Hierzu werden die bei der Durchführung der ANOVA berechneten F-Werte (Tabelle 9-11 bis Tabelle 9-24) ausgewertet. Für jedes Modell werden die vier Haupteinflüsse bestimmt, welche abgestuft nach ihrer Wirkung in Tabelle 5-3 und Tabelle 5-4 farbig gekennzeichnet sind. Auf Basis der Haupteinflüsse für die jeweils fünf unterschiedlichen Orientierungen bzw. Scanvektorklängen kann für jede Zielgröße und beide Anlagensysteme ein Kennwert zur Bewertung der maßgeblichen Einflüsse abgeleitet werden. Für jeden Einflussfaktor aus dem Regressionsmodell wird die Anzahl an Haupteinflüssen aus den jeweils fünf Orientierungen bzw. Scanvektorklängen aufsummiert, Bild 5-16. Diese Zahl kennzeichnet den Rang des Faktors als anlagenspezifischen Haupteinfluss auf den Prozess. Durch Addition der Kennwerte beider Anlagensysteme kann der allgemeingültige Rang eines Faktors hinsichtlich einer maßgeblichen Wirkung auf den Laser-Sinter-Prozess ermittelt werden.

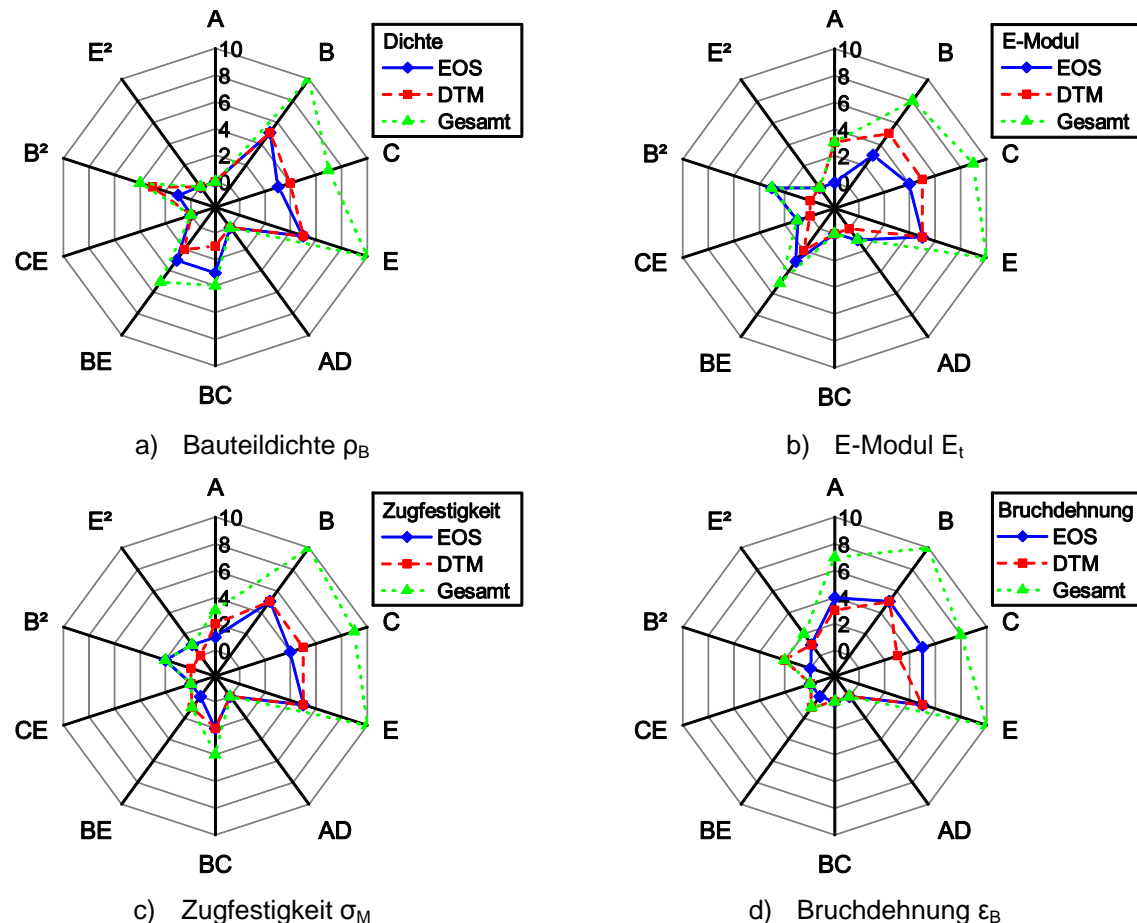


Bild 5-16: Anzahl der Haupteinflüsse je signifikanter Einflussgröße in Abhängigkeit der Zielgröße zur Ableitung allgemeingültiger sowie anlagenspezifischer Haupteinflussgrößen

Insgesamt betrachtet, ergeben sich für beide Anlagensysteme trotz der Unterschiedlichkeiten ähnliche Einflüsse mit gleichen Effektrichtungen für alle linearen Einflüsse sowie für die meisten anderen Haupteinflüsse, vgl. Tabelle 5-3 und Tabelle 5-4. Somit lassen sich aus den ermittelten Zusammenhängen allgemeingültig für den LS-Prozess geltende Aussagen ableiten. Den geringsten Einfluss unter den betrachteten Parametern zeigt die Pulverbetttemperatur T_P (D), welche nur in einem Modell in Wechselwirkung mit der Laserleistung P (AD) unter den Haupteinflüssen in Erscheinung tritt. Ursache dafür ist hauptsächlich der im Vergleich zu den anderen Parametern nur kleine realisierbare Variationsbereich zwischen Curling der Bauteile und Aufschmelzen des Pulverbettes. Dagegen liegt für den Hatchabstand (B), die Scangeschwindigkeit (C) und die Schichtstärke (E) – unabhängig von der Zielgröße – in fast allen Modellen ein Haupteinfluss vor. Diese bilden somit die Haupteinflussfaktoren beim Laser-Sintern, Bild 5-16. Die Wechselwirkung von Hatchabstand und Schichtstärke (BE) wirkt sich insbesondere auf die Bauteildichte ρ_B und das E-Modul E_t aus. Die Zugfestigkeit σ_M wird davon abweichend maßgeblich durch die Wechselwirkung von Hatchabstand und Scangeschwindigkeit (BC) beeinflusst. Für die Bruchdehnung ϵ_B ergibt sich die Laserleistung (A) als weiterer Haupteinfluss. Der Laser-Sinter-Prozess wird somit im Wesentlichen durch vier lineare Effekte sowie zwei Wechselwirkungen bestimmt. Auf diese Einflüsse sollte daher in folgenden Studien ein besonderes Augenmerk gelegt werden.

5.1.5 Ableitung allgemeingültiger Prozesseinflüsse beim Laser-Sintern

Basierend auf den in Kapitel 5.1.2 bis 5.1.4 ermittelten Ergebnissen und Zusammenhängen können allgemeingültige Aussagen zu Prozesseinflüssen beim Laser-Sintern abgeleitet

werden. Diese führen zu einem verbesserten Prozessverständnis und können zu einer Verbesserung der Bauteilqualität sowie deren Reproduzierbarkeit beitragen.

1. Die durchgeführten Untersuchungen zum Zusammenhang von Energieeintrag und Bauteileigenschaften belegen, dass für jede Zielgröße eine anlagenspezifische Schwellenergiedichte existiert, oberhalb derer ein annähernd konstantes Kennwertniveau erreicht werden kann (Kapitel 5.1.2). Unter den betrachteten Größen erfordert die Bruchdehnung den höchsten Mindestenergieeintrag, um optimale Kennwerte zu erzielen. Diese stellen sich im Falle der EOS Formiga P100 für $E_V \approx 0,325 \text{ J/mm}^3$ bzw. für die DTM Sinterstation 2500HS für $E_V \approx 0,35 \text{ J/mm}^3$ ein. Somit ist bei Verwendung von hohen Scangeschwindigkeiten ($7000 \text{ mm/s} \leq v \leq 10000 \text{ mm/s}$), wie bei der Sinterstation, ein erhöhter Energieeintrag zur Einstellung eines konstanten Kennwertniveaus notwendig.

Aber auch nach oben ist der Energieeintrag limitiert. Ein zu hoher Energieeintrag verursacht Zersetzungseffekte im Material. Diese lassen sich insbesondere durch die Bildung großer runder Poren im Bauteil nachweisen, können aber bei deutlicher Überschreitung der ermittelten Energiegrenze auch ein Absinken der mechanischen Eigenschaften bewirken. Die Untersuchungsergebnisse zeigen, dass die Grenze zum Auftreten derartiger Effekte bei einer Flächenenergiedichte von etwa $E_A = 0,038$ bis $0,040 \text{ J/mm}^2$ liegt. Allerdings werden teilweise auch schon bei geringeren Energieeinträgen erste runde Poren beobachtet, sodass diese Grenze im Folgenden genauer zu bestimmen ist. Die aufgestellten Grenzen für den Energieeintrag liegen innerhalb des in Kapitel 2.2.6 ermittelten Energiedichtefensters zur Erzielung optimaler Bauteileigenschaften. Gleichzeitig zeigt sich, dass das im Stand der Technik definierte sehr breite Prozessfenster deutlich eingegengt werden muss.

Die Analysen zur Bauteilstruktur belegen, dass sich innerhalb der definierten Energiedichtegrenzen zudem eine optimale Bauteilstruktur nach Stufe 5 (vgl. Kapitel 2.2.5) einstellt. Die Bauteile weisen in diesem Fall eine hohe Dichte sowie eine geringe Porenanzahl, also eine geringe Anzahl innerer Fehlstellen, auf. Gleichzeitig reduziert sich im Bereich optimaler Energieeinträge auch die Oberflächenrauheit und damit verbunden die Kerbwirkung an der rauen Oberfläche. Beide Effekte tragen dabei maßgeblich zur Steigerung der Bruchdehnungswerte in Aufbaurichtung bei.

2. Die Untersuchungen belegen des Weiteren den für das Laser-Sintern typischen anisotropen Charakter der mechanischen Eigenschaften. Durch eine geeignete Wahl der eingebrachten Energiemenge und einer damit einhergehenden Optimierung der Bauteilstruktur kann jedoch der Unterschied zwischen den Orientierungen reduziert werden (Kapitel 5.1.2). So kann insbesondere für die betrachtete Formiga P100 eine deutliche Reduktion der Anisotropie für die Bruchdehnung $\Delta \epsilon_{0,xz}$ erreicht und gleichzeitig für das E-Modul und die Festigkeit annähernd gleiche Werte unabhängig von der Orientierung eingestellt werden. Für die High-Speed-Maschine DTM Sinterstation 2500HS ergeben sich dagegen trotz Optimierung des Energieeintrages hauptsächlich für die Bruchdehnung erhöhte Abweichungen zwischen den Orientierungen. Diese können vermutlich auf eine Reduzierung der eingebrachten Laserleistung durch Beschlag des Laser-Windows, eine verschlechterte Schichtanbindung aufgrund der verkürzten Wechselwirkungszeit bei hohen Scangeschwindigkeiten, eine verstärkte Kerbwirkung durch eine höhere Oberflächenrauheit oder eine grenzwertige Materialqualität zurückgeführt werden. Vor allem die Effekte des Laser-Window-Beschlages sowie der Materialqualität müssen für einen reproduzierbaren Prozess durch entsprechende Maßnahmen eliminiert und sollen in weiteren Untersuchungen genauer betrachtet werden. Auch die Auswirkung der verkürzten Laser-Pulver-Wechselwirkungszeit gilt es im Rahmen der Validierung im Detail zu evaluieren, zumal Ergebnisse von Drummer aus [142] auf eine Abnahme der Sintertiefe und

- damit eine Verschlechterung der Schichtanbindung bei zunehmender Heizrate bzw. Scangeschwindigkeit hindeuten.
3. Thermografische Untersuchungen zeigen eine deutliche Inhomogenität der Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche mit insbesondere zum Rand hin stark abfallenden Vorheiztemperaturen (Kapitel 5.1.3). Durch die Erhöhung der durch den Laser eingebrachten Energiemenge können die Auswirkungen dieser Temperaturunterschiede reduziert werden. Über einer anlagenspezifischen Schwellenergiedichte sinkt die Schwankungsbreite der mechanischen Eigenschaften in Aufbaurichtung ($\Delta E_{z90,max}$, $\Delta \sigma_{z90,max}$, $\Delta \epsilon_{z90,max}$) – insbesondere für die Zugfestigkeit und das E-Modul – deutlich ab. Gleichzeitig verdeutlichen die trotz der Optimierung des Energieeintrages hohen Abweichungen für die Bruchdehnung, dass reproduzierbare Eigenschaften unabhängig von der Platzierung nur durch optimierte Heizsysteme erreichbar sind. Einen alternativen Ansatz liefert EOS in seiner aktuellen P396. Durch eine Erhöhung des Energieeintrages in kalten Bereichen des Bauraumes werden lokal niedrigere Vorheiztemperaturen ausgeglichen. Dadurch konnte bei der Verarbeitung von PA 12 eine Homogenisierung der Zugfestigkeitsverteilung erreicht werden, während die Bruchdehnung in Aufbaurichtung immernoch eine deutliche Streubreite aufweist [41]. Diese Strategie könnte durch die lokale Erhöhung des Energieeintrages in manchen Fällen zu einem verstärkten Überschreiten der Zersetzungsgrenze führen. Bei alternativen Laser-Sinter-Materialien mit kleinerem Prozessfenster als PA 12 reicht möglicherweise diese Art der Kompensation nicht aus, um Curling in den Bauraumrandbereichen bzw. einen Abfall der Kennwerte in kälteren Bereichen zu verhindern. Dies gilt es allerdings erst in zukünftigen Studien zu evaluieren.
 4. Die auf Basis der Versuchsdaten aufgestellten Regressionsgleichungen 2. Ordnung ermöglichen die quantitative Beschreibung der Prozesszusammenhänge beim Laser-Sintern, die Vorhersage von Bauteileigenschaften sowie die Identifizierung der Haupteinflussparameter auf die Prozessführung (Kapitel 5.1.4). Die Haupteinflüsse bilden hierbei – unabhängig vom Anlagensystem und von der Zielgröße – der Hatchabstand h , die Scangeschwindigkeit v sowie die Schichtstärke s mit ihren jeweils linearen Effekten. Es zeigt sich zudem die Komplexität der Prozesszusammenhänge, die durch zahlreiche Parameterwechselwirkungen und Nicht-Linearitäten geprägt sind. Vereinfachte Betrachtungen der Prozesszusammenhänge beim Laser-Sintern unter Verwendung von lediglich zweistufigen Modellen oder unter Vernachlässigung von Wechselwirkungen sind somit nicht bzw. nur sehr eingeschränkt anwendbar bzw. im Falle einer rein linearen Annäherung nur in einem sehr eingeschränkten Parameterbereich gültig.
 5. Die in Kapitel 5.1.4 für beide Anlagensysteme aufgestellten Regressionsmodelle erlauben zusätzlich die Optimierung der betrachteten Bauteileigenschaften. Diese erfolgt unter Nutzung numerischer Algorithmen und auf Basis von Erwünschtheitsfunktionen entsprechend Kapitel 4.4.1. Dabei werden die Zielgrößen Dichte ρ_B und Bruchdehnung ϵ_B (xz45, z90 und z90außen) jeweils maximiert, während die anderen Zielgrößen möglichst homogen in einem engen Wertebereich eingestellt werden. Die Parameter werden zur Erzielung einer hohen Vorhersagegenauigkeit nur innerhalb des Würfelbereiches variiert, vgl. Kapitel 4.4.1. Die jeweils für den optimierten Parametersatz vorhergesagten Bauteileigenschaften sind in Tabelle 5-5 für beide betrachteten Anlagensysteme zusammengefasst. Die optimierten Parameter beider Anlagensysteme stimmen hierbei lediglich für den Hatchabstand ($h = 0,15$ mm) und die Schichtdicke ($s = 0,1$ mm) überein. Alle anderen Faktoreinstellungen sind anlagenspezifisch, wobei die Energiedichten der berechneten Parametersätze jeweils innerhalb der ermittelten Grenzen liegen.

Tabelle 5-5: Auf Basis der aufgestellten Regressionsmodelle vorhergesagte Bauteileigenschaften für die durch numerische Optimierung für beide Anlagensysteme ermittelten Parametersätze

Scanvektorlänge L_S [mm]	Dichte ρ_B [g/cm ³]	Orientierung	E-Modul E_t [N/mm ²]	Zugfestigkeit σ_M [N/mm ²]	Bruchdehnung ϵ_B [%]
EOS Formiga P100					
5	0,943	x0	1588	49,1	21,7
10	0,931	xy45	1606	49,2	21,7
25	0,952	xz45	1558	49,0	17,3
50	0,991	z90	1597	49,4	17,8
150	0,981	z90außen	1555	49,0	14,1
DTM Sinterstation 2500HS					
5	0,936	x0	1662	49,3	22,4
10	0,960	xy45	1686	49,9	22,7
25	0,972	xz45	1666	50,1	16,5
50	0,981	z90	1684	50,7	13,2
150	0,985	z90außen	1656	47,2	10,3

Werden die vorhergesagten Dichten beider Anlagensysteme verglichen, liegen die Werte für die Sinterstation im Mittel über den für die Formiga errechneten Werten. Hierbei ergeben sich vor allem für Scanvektorlängen über $L_S = 50$ mm sehr hohe Bauteildichten von über $\rho_B = 0,98$ g/cm³. Für $L_S \leq 10$ mm sinken die Dichtewerte stark ab, sodass Werte von minimal $\rho_B = 0,93$ g/cm³ erreicht werden. Die durchgeführten lichtmikroskopischen Untersuchungen belegen jedoch, dass diese Dichteabnahme nur durch die Vergrößerung der porösen Bauteiloberfläche im Verhältnis zum Volumen verursacht wird.

Hinsichtlich der mechanischen Bauteileigenschaften zeigt sich bei beiden Anlagensystemen, dass für das E-Modul unabhängig von der Orientierung und Positionierung vergleichbare Werte erreicht werden können. Dabei liegt das mittlere E-Modul für die Formiga mit $E_t \approx 1580$ N/mm² geringfügig unter den für die Sinterstation erreichten Werten von $E_t \approx 1670$ N/mm². Für die Zugfestigkeit ergibt sich im Allgemeinen ein ähnliches Verhalten. Einzige Ausnahme bildet die Zugfestigkeit am Bauraumrand bei der DTM Sinterstation 2500HS. Aufgrund der inhomogeneren Temperaturverteilung wird hier mit $\sigma_{M,z90außen} \approx 47$ N/mm² ein deutlich niedrigerer Wert im Vergleich zu den anderen Positionierungen und Orientierungen vorhergesagt. Vergleichbares tritt für die Formiga mit ihrer geringeren Temperaturabweichung und einer scharfen Temperaturschwelle am Rand nicht auf. Für die Bruchdehnung ergeben sich im Gegensatz zu den anderen Eigenschaften deutlichere Unterschiede zwischen den Anlagensystemen. Für die Orientierungen x0, xy45 bzw. xz45 liegen die Kennwerte beider Anlagen auf einem ähnlichen Niveau. Es werden Bruchdehnungen von $\epsilon_{B,x0/xy45} \approx 22$ % bzw. $\epsilon_{B,xz45} \approx 17$ % erreicht. Im Gegensatz dazu ergeben sich für $\epsilon_{B,z90}$ und $\epsilon_{B,z90außen}$ sowohl zwischen den Anlagen als auch zwischen den Positionierungen größere Abweichungen. Für die Formiga werden in der Bauraummitte in Aufbaurichtung Bruchdehnungen von $\epsilon_{B,z90} = 17,8$ % vorhergesagt, was auf eine gute Schichtanbindung hindeutet. Selbst am Bauraumrand werden noch Werte von $\epsilon_{B,z90außen} \approx 14$ % und damit ein duktiler Bruchverhalten mit Streckgrenze erreicht. Dagegen liegt die berechnete Bruchdehnung $\epsilon_{B,z90}$ für die Sinterstation bei lediglich 13,2 % und $\epsilon_{B,z90außen}$ sogar nur bei 10,3 %. In beiden Fällen stellt sich ein Bruchverhalten mit Erreichen der Streckgrenze ein. Dabei tritt der Bruch von im Bauraumrandbereich hergestellten Probekörpern unmittelbar nach der Streckgrenze ein. Als Ursachen für dieses Verhalten kommen die bereits unter Punkt 2 beschriebenen Effekte in Frage. Grundsätzlich ergibt sich für die Formiga eine bessere Schichtanbindung, welche im Vergleich zur Sinterstation sogar bei niedrigeren Energiedichten erreicht wird.

5.2 Schmelzetemperaturverläufe bei der Laser-Pulver-Interaktion

Der in Kapitel 2.2 herausgearbeitete Stand der Technik verdeutlicht, dass in Bezug auf die den Laser-Sinter-Prozess maßgebliche bestimmende Wechselwirkung von Laser und Pulver sowie die hieraus resultierenden Schmelzetemperaturverläufe und Effekte nur wenig Wissen existiert. Die simultativ bzw. durch entsprechende Messsysteme ermittelten Temperaturwerte divergieren stark, vgl. Kapitel 2.2.3 und 2.2.7. Da bei der Modellbildung bzw. den Messungen oftmals gleich mehrere Vereinfachungen genutzt wurden, sind bisherige Ergebnisse meist wenig aussagekräftig und liegen teilweise sogar weit oberhalb der Materialzersetzungstemperatur. Der Temperaturverlauf bestimmt jedoch beim Laser-Sintern maßgeblich den Prozess und somit die entstehenden Bauteileigenschaften. Daher sollen im Folgenden grundlegende Erkenntnisse in diesem Themenfeld erarbeitet werden, durch welche ein verbessertes Prozessverständnis erreicht werden kann.

5.2.1 Zersetzungsverhalten von Polyamid 12

Angaben zum Zersetzungsverhalten von Polyamid 12 im LS-Prozess finden sich in der Literatur nur sehr wenige (Kapitel 2.2.2). Zur Evaluierung der Schmelzetemperaturdaten werden daher TG-Messungen nach Kapitel 4.1.2 für unterschiedliche Stickstoff-Sauerstoff-Atmosphären durchgeführt. Die Masseverlustkurven sind in Bild 5-17 dargestellt. Alle Kurven zeigen einen steilen Abfall der Masse bei ähnlichen Temperaturen. Unterhalb dieses Bereiches, beginnend bei niedrigen Temperaturen, ergibt sich ein weiterer langsamer Abfall der Masse, welcher bis zu einer Temperatur von 300 °C zu einem Masseverlust von etwa 0,5 bis 1 Gew.-% führt. Dieser Masseverlust ist auf die Ausgasung von im Polymer vorhandenen Restmonomeren zurückzuführen. Der Effekt ist durch die Ablagerung von Monomeren innerhalb der Anlagenprozesskammer als Kondensat bekannt und bestätigt sich somit auch in den TG-Messungen. Beim Vergleich der Kurven für die unterschiedlichen Gasatmosphären ist festzustellen, dass die Zersetzung unter reinem Stickstoff verzögert erst bei höheren Temperaturen beginnt (Bild 5-17b), dann aber schneller mit einem steileren Abfall der Masse abläuft (Bild 5-17a). Dabei treten keine Restprodukte auf. Die Zersetzung der PA 12-Moleküle erfolgt in niedermolekulare Bestandteile, welche nach der Bildung vollständig verdampfen. Mit zunehmendem Sauerstoffanteil verschiebt sich der Beginn der Zersetzung hin zu niedrigeren Temperaturen. Gleichzeitig entstehen in der Stickstoff-Sauerstoffatmosphäre Restprodukte, vermutlich Ruße, welche sich wiederum erst bei höheren Temperaturen zwischen 500 °C und 600 °C zersetzen. Anders als unter reinem Stickstoff erfolgt hier also eine zweistufige Abbaureaktion. Dabei steigt der Anteil des sich bildenden Zersetzungsproduktes mit zunehmendem Sauerstoffgehalt an.

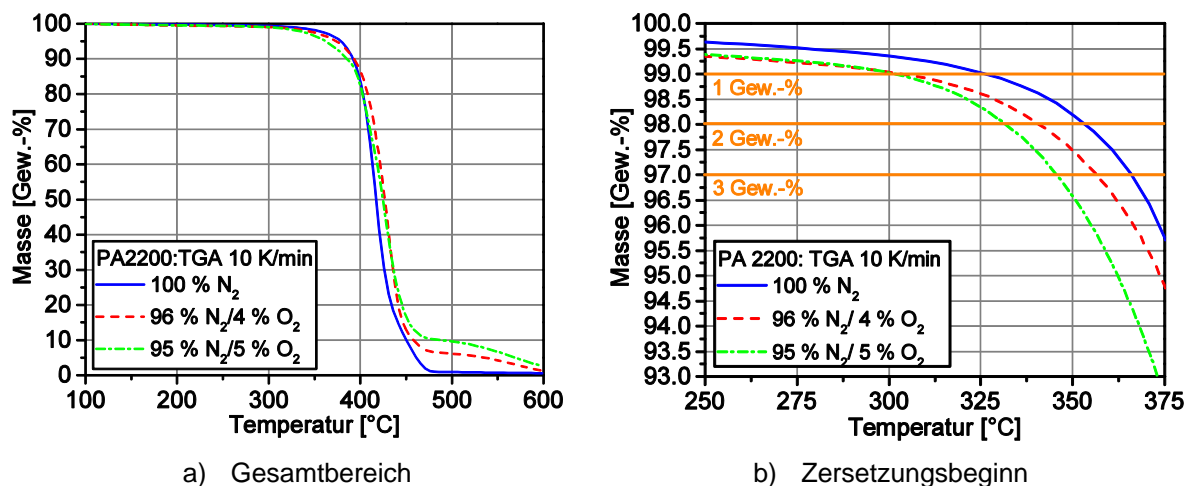


Bild 5-17: Analyse des Zersetzungsverhaltens von Polyamid 12 in Abhängigkeit der Messatmosphäre (Gasanteile in Vol.-%)

Zur Definition einer oberen Prozessgrenze für den Energieeintrag beim Laser-Sintern ist es notwendig, eine maximal zulässige Temperatur der Schmelze festzulegen, oberhalb derer mit signifikanten Zersetzungerscheinungen zu rechnen ist. Vasquez definiert in [136] und [138] einen Masseabfall von $\Delta m_{\max} = 1\%$ in einer Stickstoff-Sauerstoffatmosphäre von 95 Vol.-% zu 5 Vol.-% als Zersetzungsgrenze. Eine derartige Atmosphäre liegt in Laser-Sinter-Anlagen jedoch nur zu Beginn der Vorheizphase vor. Im Verlaufe des Prozesses fällt der Restsauerstoffanteil auf auf etwa 1 bis 2 Vol.-% ab. Auf Basis der ermittelten TG-Kurven werden daher für verschiedene definierte Masseabfälle Δm zwischen 1 und 3 Gew.-% die zugehörigen Zersetzungstemperaturen als Funktion des Restsauerstoffgehaltes in der Atmosphäre bestimmt, Bild 5-17b und Bild 5-18. Somit wird es möglich, den Bereich realer Prozessatmosphären zu interpolieren. Die Verläufe zeigen, dass sich die Zersetzungsgrenze mit zunehmendem Sauerstoffgehalt deutlich hin zu geringeren Temperaturen verschiebt. Bei einem Masseverlust von $\Delta m_{\max} = 1$ Gew.-% beträgt der maximale Unterschied der Zersetzungstarttemperatur T_Z für die betrachteten Restsauerstoffgehalte 24 K. Der Zersetzungsbeginn schwankt zwischen 325 °C bei 0 Vol.-% Sauerstoff und 301 °C bei 5 Vol.-%. Die ermittelten Werte liegen dabei deutlich unter den von Vasquez für das gleiche Material und die gleichen Messbedingungen gemessenen Temperaturen [136, 138]. Die Unterschiede von etwa 25 K resultieren möglicherweise aus Unterschieden im untersuchten Material aufgrund von Chargenschwankungen oder unterschiedlichen Alterungszuständen. So werden die im Rahmen dieser Arbeit vorgenommenen Messungen an aufgefrischem Pulver durchgeführt.

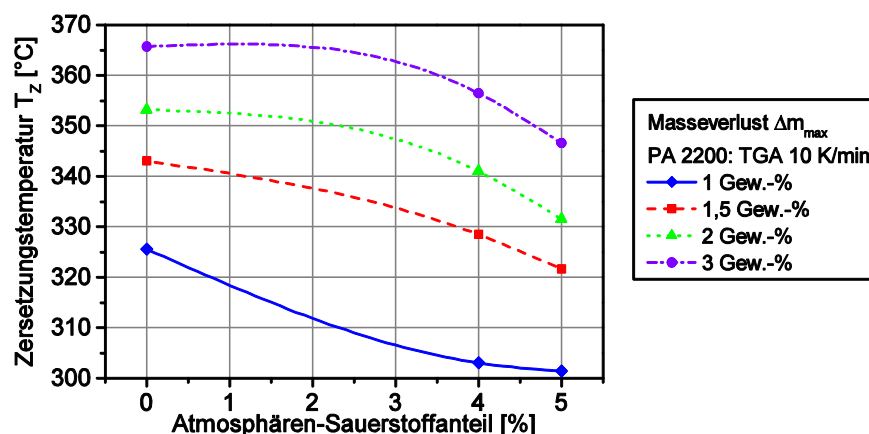


Bild 5-18: Aus TGA-Messungen ermittelte Zersetzungstarttemperaturen als Funktion des Atmosphären-Sauerstoffanteils für verschiedene tolerierte Masseverluste

Zusätzlich wird die Abhängigkeit der Zersetzungstemperatur T_Z von verschiedenen Grenzmasseverlusten Δm_{\max} untersucht. Eine Erhöhung des zulässigen Masseabfalles führt hier zu einem deutlichen Anstieg der Zersetzungsgrenztemperatur T_Z . Dabei entspricht der maximale Unterschied zwischen den Messpunkten annähernd dem Verhalten bei einem Masseabfall von 1 Gew.-%. Allerdings ändert sich die Krümmung der angenäherten Fitkurve, wodurch die Zersetzungstarttemperatur erst für höhere Restsauerstoffgehalte absinkt. Hier zeigt sich theoretisch ein robusteres Verhalten bei Schwankungen des Sauerstoffgehaltes, während sich die Grenztemperatur bei einem zulässigen Masseverlust von $\Delta m_{\max} = 1$ Gew.-% unmittelbar mit der Zugabe von Sauerstoff in die Atmosphäre reduziert. Dabei bedingt bereits ein Masseabfall von 1 Gew.-% eine Reduzierung der Bauteildichte um 0,01 g/cm³. Da eine prozesssichere Fertigung eine übermäßige Schädigung des verarbeiteten Materials ausschließt, wird ein Masseabfall von $\Delta m_{\max} = 1$ Gew.-% als Zersetzungsgrenze festgelegt. Die Zersetzungstemperatur ergibt sich somit im Bereich üblicher Prozessatmosphären von 1 Vol.-% Restsauerstoff zu $T_Z = 318$ °C. Insgesamt betrachtet, sollte jedoch ein möglichst niedriger Restsauerstoffgehalt in der Prozesskammer der Laser-Sinter-Anlage angestrebt

werden. Hierdurch verschiebt sich das Auftreten von Zersetzungseffekten hin zu höheren Temperaturen. In diesem Fall kann selbst bei maximalen Schmelzetemperaturen im Bereich von 318 °C eine robuste Prozessführung ohne Zersetzung erreicht werden.

5.2.2 Prüfung der verwendeten Materialien auf Übertragbarkeit der Ergebnisse

Zur Evaluierung möglicher Zersetzungseffekte beim Laser-Sintern werden die Schmelzetemperaturen während und nach dem Lasereingriff mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeits-Thermografie-Kamera gemessen. Hierbei wird die in Kapitel 4.3 beschriebene Vorgehensweise und der Messaufbau aus Kapitel 9.1.2 angewendet. Voruntersuchungen haben in diesem Zusammenhang gezeigt, dass sich bei Nutzung von weißem PA 2200 in Kombination mit einem mittelwelligen Kamerasystem keine ausreichend stabilen Messbedingungen einstellen lassen [38, 319]. Aus diesem Grund wird schwarz eingefärbtes Polyamid-Pulver vom Typ EOS PA 2202 für die Temperaturmessungen verwendet. Da jedoch alle restlichen Untersuchungen mit dem weißen Standardmaterial durchgeführt werden, muss die Übertragbarkeit der an schwarzem Material durchgeführten Temperaturmessungen auf das weiße Material überprüft werden. Daher gilt es den Einfluss des schwarzen Farbstoffes hinsichtlich einer geänderten Wechselwirkung mit dem Laser zu untersuchen. Mögliche Einflüsse können sich hier durch das feinverteilte Schwarzpigment entweder beim Aufschmelzen oder bei der Absorption von Laserstrahlung ergeben.

Zur Untersuchung des Schmelz- und Kristallisationsverhalten werden DSC-Messungen entsprechend Kapitel 4.1.3 durchgeführt. Die ermittelten Wärmestromverläufe sind in Bild 5-19 dargestellt. Beide Verläufe zeigen ein nahezu identisches Schmelzverhalten mit einem Peak bei ca. $T_M = 186$ °C. Die Kurven weisen eine geringe Abweichung zwischen den gemessenen Schmelztemperaturen T_M von ca. 0,5 K sowie nur geringe Unterschiede in der Schmelzenthalpie ΔH_M von 5 J/g auf. Somit kann von einem vergleichbaren Aufschmelzverhalten ausgegangen werden. Bei der Kristallisation ergeben sich dagegen deutliche Abweichungen zwischen den Materialien. Die schwarzen Farbpigmente führen zu einem Beginn der Kristallisation bei deutlich höheren Temperaturen. Die feinen Farbpartikel wirken als Nukleierungsmittel [290] und beschleunigen die Kristallisation. Die Kristallisationstemperatur T_C liegt daher für PA 2202 3,1 K höher als für PA 2200. Folglich ist beim Erstarren der Schmelze im Laser-Sinter-Prozess mit einem unterschiedlichen Verhalten unter Auftreten von potentiell höherem Verzug aufgrund des kleineren Prozessfensters bei PA 2202 zu rechnen. Da jedoch für die Temperaturmessungen nur das Aufschmelzverhalten relevant ist, sind die Ergebnisse übertragbar.

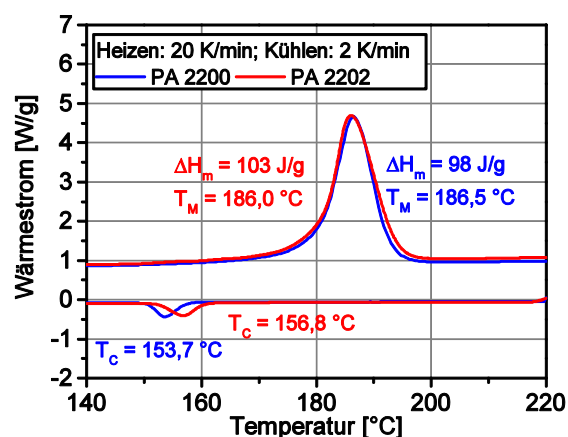


Bild 5-19: Analyse des Schmelz- und Kristallisationsverhaltens von PA 2200 und PA 2202

Das Absorptionsverhalten in Pulver- sowie in Schmelzform beeinflusst als weitere Größe die Wechselwirkung von Laser und Kunststoff. Durch die Einfärbung von Kunststoffen

verändert sich das Absorptions-, Transmissions- und Reflexionsverhalten des Materials. Die Emission, also die Wärmeabstrahlung eines Materials, entspricht der Absorption bzw. der Wärmeaufnahme (vgl. Kapitel 2.2.7). Um den Einfluss der in PA 2200 und PA 2202 enthaltenen weißen bzw. schwarzen Farbpigmente auf das Absorptions- bzw. Emissionsverhalten zu charakterisieren, werden Emissionsgradmessungen nach der in Kapitel 4.1.4 beschriebenen Vorgehensweise durchgeführt. Die ermittelten Werte dienen hierbei sowohl zur Überprüfung der Übertragbarkeit als auch zur Kalibrierung der Thermografiedaten. Messungen erfolgen jeweils für die Pulverform des Materials bei einer Messtemperatur von etwa 170 °C und für den schmelzeförmigen Zustand bei einer Temperatur von ca. 220 °C. Die ermittelten Emissionsgrade sind in Abhängigkeit der Wellenlänge in Bild 5-20a für die Messung am Pulver ($\epsilon_{E,P}$) und in Bild 5-20b für die Messung an der Schmelze ($\epsilon_{E,S}$) dargestellt. Die Emissionskurven zeigen für die Schmelzeform einen sehr glatten Verlauf mit nur wenigen lokalen Absorptionsminima und -maxima, welche hauptsächlich im Bereich von 2,5 μm bis 3,5 μm liegen, Bild 5-20b. Die Verläufe für das Pulver (Bild 5-20a) weisen dagegen sowohl im mittelwelligen als auch im langwelligen Spektralbereich mehrere lokale Absorptionsmaxima auf. Insgesamt betrachtet, ergeben sich für Kunststoffe sehr typische Emissions- bzw. Absorptionsgradverläufe mit einer im langwelligen Bereich sehr hohen Emission und im kurz- bis mittelwelligen Bereich niedrigeren Absorption [176].

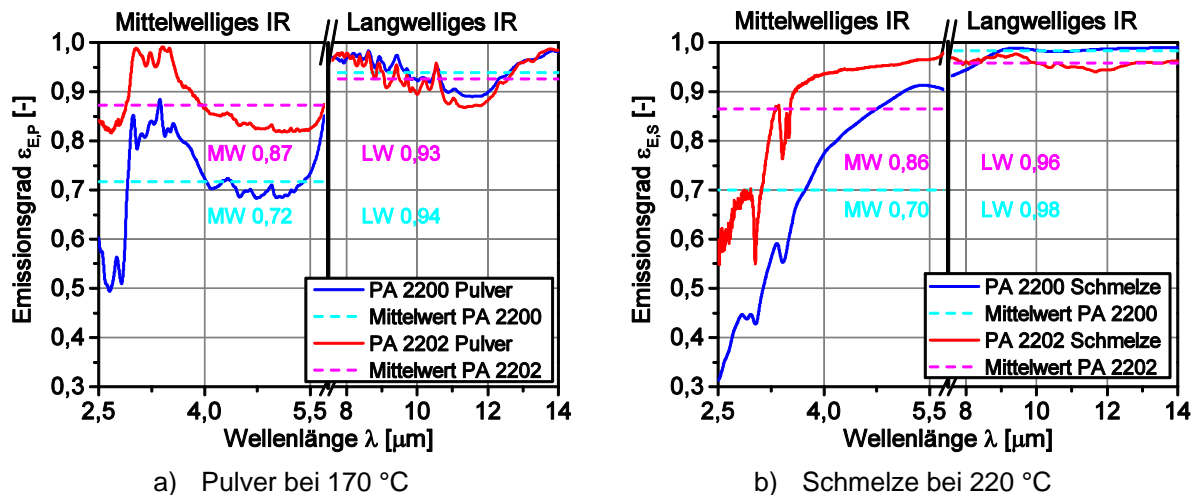


Bild 5-20: Gemessene längenwellenabhängige Emissionsgrade ϵ_E in Pulver- und in Schmelzeform

Für den angestrebten Zweck werden jeweils der mittelwellige Spektralbereich der Infrarotkamera von 2,5 bis 5,5 μm sowie der langwellige Bereich des in beiden Anlagen verbauten Pyrometers von 8 bis 14 μm ausgewertet. Beide Messungen zeigen deutliche Unterschiede zwischen den Spektralbereichen. Unabhängig vom Materialzustand treten im langwelligen Bereich nur sehr geringe Emissionsgradunterschiede zwischen weißem und schwarzem Material auf. So ergibt sich sowohl in Pulverform mit einem Emissionsgrad von $\epsilon_{E,P,PA2202} = 0,93$ zu $\epsilon_{E,P,PA2200} = 0,94$ als auch in Schmelzeform mit $\epsilon_{E,S,PA2202} = 0,96$ zu $\epsilon_{E,S,PA2200} = 0,98$ kein signifikanter Unterschied im Absorptionsverhalten. Dennoch zeigt das weiße Material jeweils eine geringfügig höhere Emission. Auch im Bereich der CO_2 -Laserwellenlänge von 10,6 μm unterschieden sich die Emissionsgrade des Pulvers nur um 0,01 und liegen bei 0,94 für PA 2200 und 0,93 für PA 2202. Eine Übertragung der für das schwarz eingefärbte Material gemessenen Temperaturdaten auf das Standardmaterial ist somit zulässig. Gleichzeitig entsprechen die Messwerte für CO_2 -Laserstrahlung annähernd den in Kapitel 2.2.3 von Laumer und Rechtenwald für PA 12 ermittelten Werten.

Dagegen zeigt der Vergleich beider Materialien im mittelwelligen Infrarot, dem Spektralbereich der Kamera, signifikante Unterschiede im Emissionsverhalten, Bild 5-20. Das mit schwarzem Pigment versetzte Polyamid 12 führt zu deutlich höheren Emissionsgraden als

das weiße Material. Während die Emissionsgradabweichungen im langwelligen Bereich gering sind, betragen sie im Spektralbereich der Kamera in Pulverform 0,15 und in Schmelzeform 0,16. Folglich kann durch die Schwarzeinfärbung des Materials der Reflexionsgrad von ca. 30 % um über 50 % auf ein Niveau von etwa 13 - 14 % gesenkt werden. Die Emissionsgrade für schwarze PA 2202 steigen hierbei auf $\epsilon_{E,P,PA2202} = 0,87$ bzw. $\epsilon_{E,S,PA2202} = 0,86$. Dies hat einen direkten Einfluss auf die angestrebten Thermografiemessungen. Neben der aufgrund der Temperatur des Messobjektes emittierten Strahlung wird durch die Thermografiekamera auch an der Messfläche reflektierte Strahlung detektiert. Je höher die Reflexion an der Fläche ist, desto höher ist der zu filternde Einfluss der Messumgebung bei der Kalibrierung der Aufnahmen. Die Messumgebung wird beim Laser-Sintern durch den inneren Aufbau des Anlagensystems gebildet. Dieser besteht aus dem Heizstrahlersystem zum Vorheizen der Pulveroberflächen sowie den Seiten- und Deckflächen des Bauraumes. Hiervon und vor allem vom Heizstrahler geht, aufgrund seiner im Vergleich zum Pulverbett höheren Temperatur, Wärmestrahlung aus, welche von der Pulveroberfläche diffus reflektiert wird. Bei einer hohen Oberflächenreflexion, wie sie für das weiße Material vorliegt, erschwert die durch die Regelung variierende Temperatur des Heizstrahlers eine präzise Kalibrierung der Thermografiemessungen. Somit können höhere Messungenauigkeiten auftreten. Für eine geringe Reflexion, wie für das schwarze Material, kann der Einfluss der Umgebungsbedingungen bei der Auswertung reduziert und die Aussagekraft der Temperaturmessung gesteigert werden. Gleichzeitig ergeben sich im Spektralbereich der Kamera nur geringe Unterschiede im Emissionsverhalten der unterschiedlichen Materialzustände. Daher können auch während der Schmelzebildung, einem Mischgebiet aus aufgeschmolzenem Material und noch nicht aufgeschmolzenen Pulver, Temperaturwerte ausgewertet werden.

Die Ergebnisse belegen, dass eine Übertragung der für schwarz eingefärbtes Polyamid 12 gemessenen Temperaturverläufe auf das standardmäßig verwendete PA 2200 zulässig ist und gleichzeitig die Aussagekraft der Temperaturmessungen gesteigert werden kann.

Der Vergleich der vollständigen Emissionsgradverläufe zwischen 2,5 und 15 μm von PA 2200 in Pulverform und im schmelzeförmigen Zustand (Bild 9-6a) zeigt, dass die Schmelze im langwelligen Bereich von 8,75 bis 15 μm einen im Vergleich zum Pulver um bis zu 0,1 höheren Emissionsgrad aufweist. Somit kann durch die Schmelze in diesem Wellenlängenbereich mehr Wärme absorbiert werden als vom Pulver. Ein ähnlicher Effekt zeigt sich im mittelwelligen Infrarot. Auch hier verfügt die Schmelze im Spektralbereich von ca. 4 μm bis 5,75 μm über eine zum Teil signifikant höhere Emission als das Pulver. Lediglich für kleine Wellenlängen unter ca. 4 μm überschreitet die Emission des Pulvers deutlich die der Schmelze. Der Emissionsgrad und der damit verknüpfte Absorptionsgrad der Schmelze liegen somit über weite Wellenlängenbereiche über dem des Pulvers. Nach Kapitel 2.2.3 tritt vor allem bei der Wechselwirkung von Infrarotstrahlung mit kleinen Partikeln, Sphärolithen oder deren Innenstruktur Streustrahlung auf, welche in oberflächennahen Bereichen eine verstärkte Rückreflexion und somit eine geringere Emission bzw. Absorption bewirken kann. Besonders im mittelwelligen Infrarot (4 μm bis 5,75 μm) scheint verstärkt Mie-Streuung an den Spärolithstrukturen zu entstehen. Im amorphen, glatten Schmelzefilm entfallen derartige Streueffekte, wodurch die Reflexion abnimmt und die Emission bzw. Absorption steigt. Nachdem die beim Laser-Sintern verwendeten Infrarotheizstrahler über einen sehr breiten Wellenlängenbereich im mittel- und langwelligen Infrarot Strahlung emittieren, können Schmelze und Pulver in Abhängigkeit der Wellenlänge daher unterschiedlich viel Wärmestrahlung aufnehmen. Die jeweils in der Schmelze und dem Pulver absorbierte Energiemenge des Heizstrahlers könnte somit einen Einfluss auf die Prozessführung und die Temperaturen der aufgeschmolzenen Bereiche haben. Hierbei scheint die Schmelze im betrachteten Wellenlängenbereich aufgrund einer höheren Emission bzw. Absorption mehr Strahlung absorbieren zu können als das Pulver. Dieses gilt es im Verlauf der Untersuchungen zu

evaluieren. Auch PA 2202 black (Bild 9-6b) zeigt ein ähnliches Emissionsverhalten, wenn sich auch die Größe der Bereiche im mittelwelligen und langwelligen Infrarot etwas verändert. So ergeben sich im Falle von PA 2202 die Bereiche, in welchen die Schmelze eine höhere Absorption aufweist, zwischen 3,75 bis 6 μm bzw. 8,75 μm und 13 μm .

5.2.3 Einfluss des Energieeintrages auf den Schmelzetemperaturverlauf

Basierend auf der in Kapitel 4.3 und Kapitel 9.1.2 beschriebenen Vorgehensweise sowie den in Kapitel 5.2.2 ermittelten Emissionsgraden werden für die DTM Sinterstation 2500HS die Temperaturen während und nach der Laser-Pulver-Interaktion mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Thermografie charakterisiert. Gleichzeitig sollen Zusammenhänge zwischen den Temperaturdaten und den in Kapitel 5.1 für die Sinterstation ermittelten Bauteileigenschaften aufgestellt werden. Zu diesem Zweck werden die Versuche mit demselben Versuchsplan (vgl. Tabelle 4-2) durchgeführt. In Bild 5-21 sind exemplarisch für verschiedene Flächenenergiedichten ($0,016 \text{ J/mm}^2 \leq E_A \leq 0,050 \text{ J/mm}^2$) und eine Scanvektorstärke von $L_S = 25 \text{ mm}$ die während der Belichtung sowie für den Zeitraum zwischen Aufschmelzen und dem erneuten Pulverauftrag gemessenen Schmelzetemperaturverläufe dargestellt.

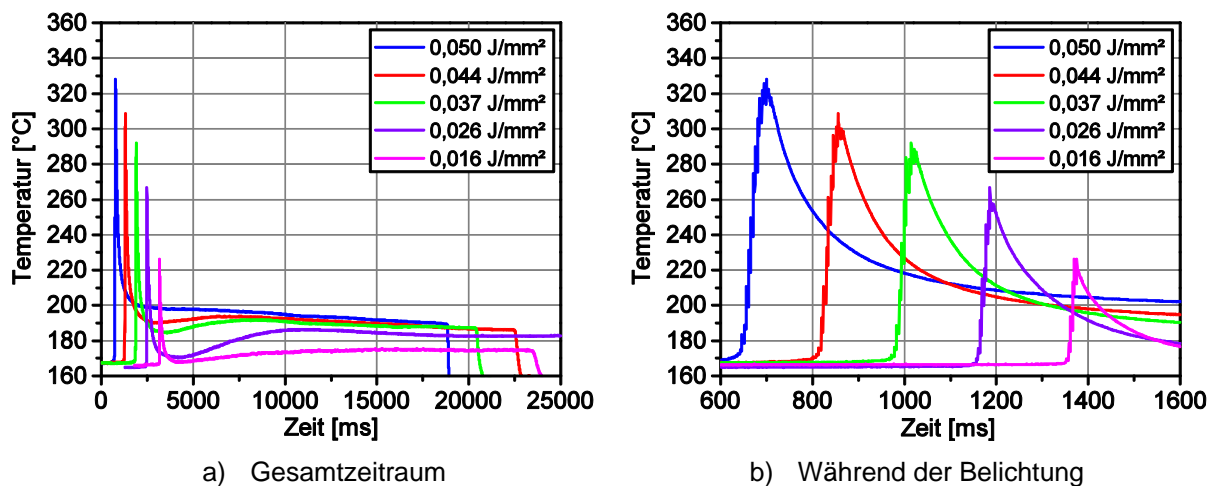


Bild 5-21: Schmelzetemperaturverläufe als Funktion der Zeit für verschiedene Flächenenergiedichten E_A und eine Scanvektorstärke von $L_S = 25 \text{ mm}$ (V19 D: $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$, V2 D: $E_A = 0,044 \text{ J/mm}^2$, V9 D: $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$, V5 D: $E_A = 0,026 \text{ J/mm}^2$, V15 D: $E_A = 0,016 \text{ J/mm}^2$)

Die Ergebnisse zeigen, dass die maximale Schmelzetemperatur $T_{S,\text{max}}$ mit zunehmender Energiedichte E_A ansteigt, vgl. Bild 5-21a. Die Werte schwanken zwischen $T_{S,\text{max}} = 225 \text{ °C}$ für den niedrigsten und $T_{S,\text{max}} = 330 \text{ °C}$ für den höchsten Energieeintrag. Aufgrund der linienweisen Annäherung des Laserfokus an den Messpunkt erfolgt jeweils eine stufenweise Aufheizung des Materials. Die in Bild 5-21b sichtbaren Zwischenpeaks im Temperaturverlauf verdeutlichen dieses Verhalten. Nach dem Erreichen des jeweiligen Maximalwertes fällt die Temperatur schnell wieder auf ein niedrigeres Niveau ab.

Für die niedrigste Energiedichte im Vergleich ($E_A = 0,016 \text{ J/mm}^2$) kühlt die Schicht nach Erreichen der maximalen Schmelzetemperatur von $T_{S,\text{max}} = 225 \text{ °C}$ innerhalb kürzester Zeit auf eine Temperatur im Bereich der Vorheiztemperatur ab, Bild 5-21a. Anschließend steigt die Temperatur allerdings wieder auf $T_{S,N} = 175 \text{ °C}$. Dieser Anstieg kann auf innerhalb der belichteten Kontur ablaufende Aufschmelzprozesse zurückgeführt werden, welche zu einer Veränderung der Schichtstruktur führen. Diese können auch während des Prozesses durch eine mit der Zeit zunehmende Reduzierung der körnigen Schichtstruktur im belichteten Bereich beobachtet werden. Durch die Bildung eines höheren Schmelzeanteils entfallen Streuquellen im Material, wodurch der Emissionsgrad im aufgeschmolzenen Bereich ansteigt. Dadurch kann die Schmelze mehr Wärmestrahlung absorbieren als das Pulver, vgl.

Kapitel 5.2.2. Dies führt zu dem beobachteten Temperaturanstieg nach der Belichtung. Anders als bei hohen Energiedichten erfolgt jedoch keine vollständige Schmelzefilmbildung. Lediglich kleine Partikel gehen vollständig in den Schmelzestand über, während bei großen Partikeln nur die äußere Hülle aufgeschmolzen wird. Entsprechendes wird durch die Ergebnisse von Zarringhalam in [139] belegt. Dieser hat bei niedrigen Energiedichten das Vorliegen von unaufgeschmolzenen Partikelkernen im Bauteil nachgewiesen.

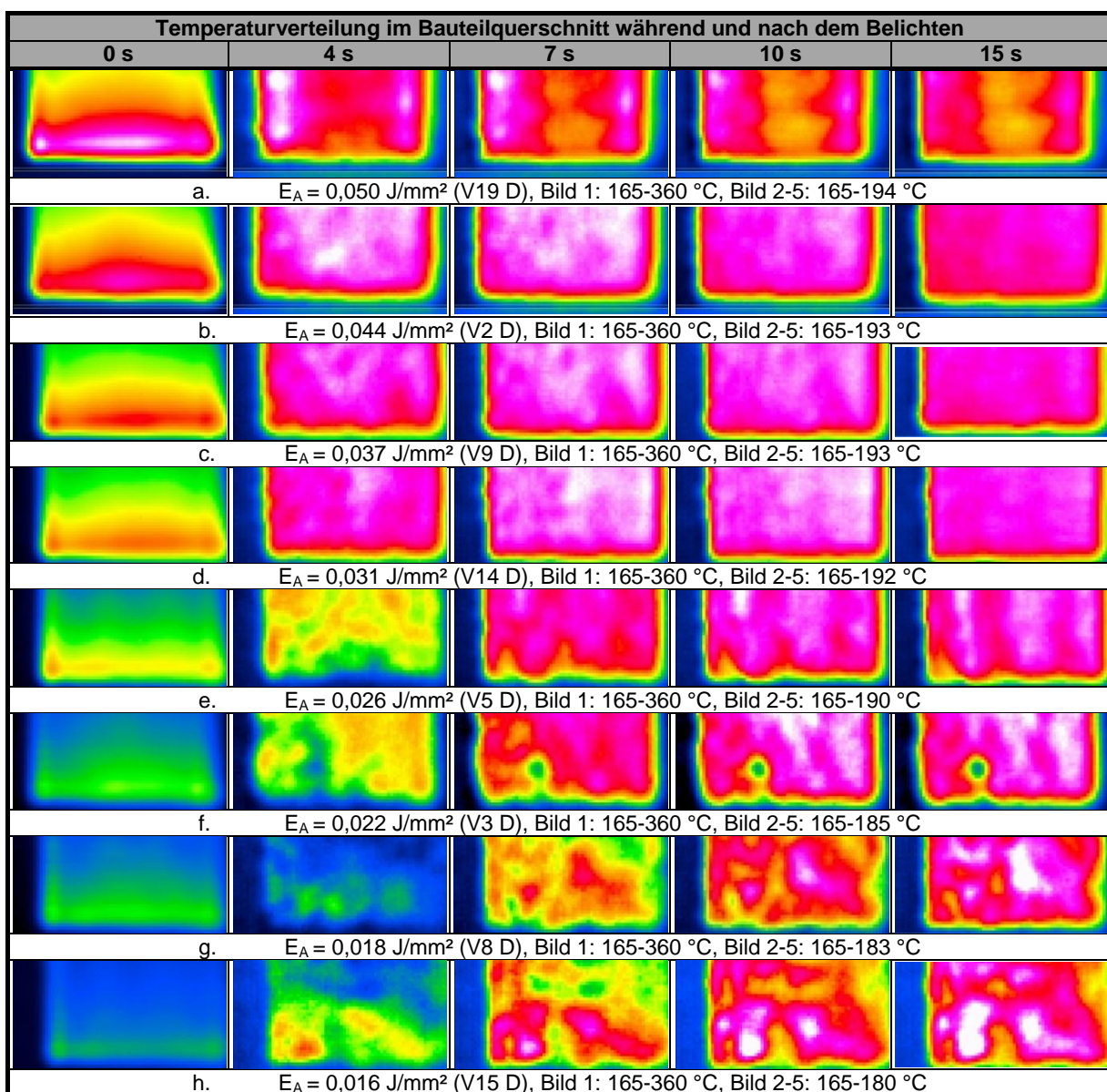
Mit zunehmender Energiedichte beschleunigt sich die Ausbildung eines Schmelzefilms, Bild 5-21a. Je höher hierbei die eingebrachte Energiedichte ist, desto schneller wird dieser erreicht. Bei sehr hohen Energiedichten ($E_A \geq 0,044 \text{ J/mm}^2$) erfolgt die Schmelzefilmbildung unmittelbar beim Aufschmelzen. Bei Flächenenergiedichten von $E_A = 0,026 \text{ J/mm}^2$ bzw. $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ erfolgt die Schmelzefilmbildung zeitverzögert nach der Belichtung. Hierbei entsteht ein ausgeprägtes Temperaturminimum im Verlauf. Die Auswertemethodik mit einem konstant eingestellten Emissionsgrad verstärkt dabei die Ausbildung dieses Minimumbereiches, da die sich durch die Zunahme des Schmelzeanteils ergebende Emissionsgradänderung nicht berücksichtigt werden kann, Bild 5-21a. Der Emissionsgrad wird in diesem Bereich um bis zu 0,01 zu hoch angesetzt, sodass das Temperaturminimum bis zu 0,5 K zu kalt erscheint, vgl. Kapitel 4.3. Der folgende Temperaturanstieg resultiert dagegen aus der beschriebenen zunehmenden Absorption der Heizstrahlerenergie durch die Zunahme des Schmelzeanteils.

Für eine Flächenenergiedichte von $E_A = 0,026 \text{ J/mm}^2$ steigt die Temperatur nach dem Belichten $T_{S,N}$ auf Werte von maximal 186 °C, dem Materialschmelzpunkt (vgl. Kapitel 5.2.2), an, um anschließend bis zum Pulverauftrag auf ca. 183 °C abzukühlen. Durch die Möglichkeit auch größere oder hochkristalline Partikel aufzuschmelzen, kann eine bessere Versinterung der Schicht erreicht werden. Die Schmelzetemperatur liegt hierbei deutlich über der Vorheiztemperatur. Für noch höhere Energiedichten von $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ oder $E_A = 0,044 \text{ J/mm}^2$ steigt die Temperatur nach der Belichtung noch weiter an und liegt bis zum nachfolgenden Pulverauftrag stets über dem Materialschmelzpunkt T_M . Dadurch ist auch nach Abschluss der Belichtung ausreichend Energie für eine Fortsetzung der Aufschmelzvorgänge bzw. für Nachsintervorgänge vorhanden. Obwohl der Schmelze durch den Laser keine weitere Energie zugeführt wird, kühlt sie dennoch nicht auf die Temperatur des umgebenden Pulverbettes ab. Das Absorptions- bzw. Emissionsverhalten von PA 12 liefert hier einen möglichen Erklärungsansatz. Die Schmelze weist über große Wellenlängenbereiche hinweg eine gegenüber dem Pulver höhere Absorption auf (vgl. Kapitel 5.2.2). Hierdurch wird im belichteten Querschnitt mehr Wärmestrahlung des Heizstrahlers aufgenommen als im Pulver. In Kombination mit der durch den Laser eingebrachten Energie wird somit das Absinken der Schmelzetemperatur auf die Vorheiztemperatur verhindert. Eine signifikante Abkühlung erfolgt erst durch das kältere Pulver beim Pulverauftrag. Somit können während der gesamten Restzykluszeit Aufschmelzprozesse ablaufen. Die Zeitspanne nach dem Ende der Belichtung bis zum Pulverauftrag wird daher im Folgenden als Nachschmelzzeit bezeichnet. Die maximal erreichte Temperatur nach der Belichtung $T_{S,N}$ hängt hierbei vom Energieeintrag ab. Die höchste Temperatur wird mit $T_{S,N} = 200 \text{ °C}$ für eine Energiedichte von $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ erreicht. Auch hier kühlt die Schmelze langsam bis zum Schichtauftrag ab, wobei die Temperatur vor dem Pulverauftrag noch bei ca. 190 °C liegt.

Diese beschriebenen Effekte können besonders gut an der zeitabhängigen Entwicklung der Temperaturverteilung innerhalb des Bauteilquerschnittes nachvollzogen werden. Zur detaillierteren Betrachtung erfolgt hierbei die Auswertung zweier unterschiedlicher Scanvektorklängen L_S . In Tabelle 5-6 und Tabelle 9-25 sind für unterschiedliche Energiedichten E_A die sich im Bauteilquerschnitt am Ende bzw. nach der Belichtung einstellenden Temperaturverteilungen für Scanvektorklängen von $L_S = 10 \text{ mm}$ bzw. $L_S = 50 \text{ mm}$ dargestellt. Die zugehörigen Temperaturskalen sind zur Beibehaltung der Übersichtlichkeit im Anhang in Bild 9-7 zusam-

mengefasst. Für die Thermogramme nach der Belichtung wird jeweils zur besseren Verdeutlichung der Verteilung die obere Endtemperatur der Skala an die maximal auftretenden Temperaturen angepasst. Dagegen verdeutlichen die Thermogramme beim Belichten der letzten Hatchlinie – bei gleicher Skalierung – den bereits zuvor beobachteten Zusammenhang von maximaler Schmelztemperaturen und Energiedichte, Bild 5-21. Dabei zeigt sich gleichzeitig eine starke Abhängigkeit von der Länge der Scanvektoren, vgl. Spalte 1 in Tabelle 5-6 und Tabelle 9-25. Bei langen Scanvektoren von $L_S = 50$ mm kann durch die im Vergleich zu $L_S = 10$ mm fünfmal längeren Pausenzeiten zwischen aufeinanderfolgenden Belichtungen eines Punktes mehr Energie durch Wärmeleitung oder Wärmeabstrahlung abgebaut werden. Dagegen wird bei kurzen Scanvektorenlängen durch die entsprechend kürzeren Zeitspannen weniger Energie abgeführt. Hierdurch ergeben sich in diesem Fall beim Belichten des Querschnittes höhere Temperaturen.

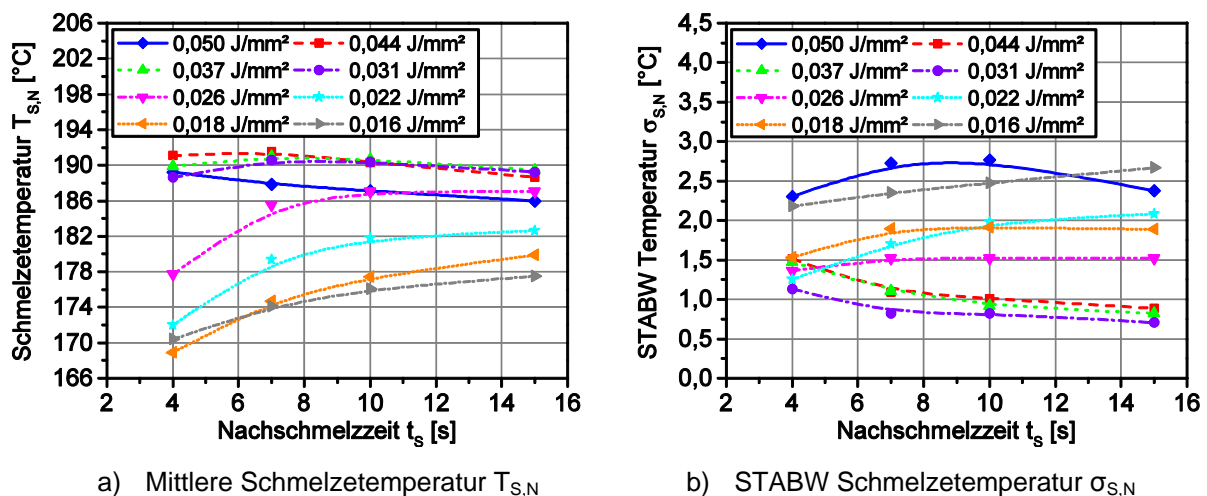
Tabelle 5-6: Temperaturverteilung beim bzw. nach dem Belichten von Bauteilquerschnitten mit einer Scanvektorenlänge von $L_S = 10$ mm in Abhängigkeit der Nachschmelzzeit t_N und der Flächenenergiedichte E_A (zugehörige Temperaturskalen vgl. Bild 9-7)



Die Auswertung von Bild 5-21 belegt, dass auch die Temperatur nach der Belichtung sowie deren zeitlicher Verlauf stark vom Energieeintrag beim Belichten abhängt. Dabei überschrei-

tet die Temperatur der Schmelze parameterabhängig die Grenze zum Materialschmelzpunkt T_M . Werden zusätzlich die sich im Querschnitt nach unterschiedlichen Zeitabständen zur Belichtung (Nachschmelzzeit t_N) einstellenden Temperaturverteilungen ausgewertet, zeigen sich Zusammenhänge, welche die alleinige Betrachtung einzelner Punkte im Querschnitt nicht offenlegen kann. Die entstehende Temperaturverteilung hängt hierbei stark von der Energiedichte sowie der Nachschmelzzeit ab. Bei einer Scanvektorstärke von $L_S = 10$ mm ergibt sich für Energiedichten zwischen $E_A = 0,016$ J/mm² und einschließlich 0,026 J/mm² vier Sekunden nach dem Ende der Belichtung eine sehr inhomogene Verteilung mit vergleichsweise niedrigen Temperaturen, Tabelle 5-6e-h Spalte 2. Dieses Absinken der Temperatur auf ein niedriges Niveau findet sich auch bei der Auswertung einzelner Messpunkte wieder, vgl. Bild 5-21. Ursache hierfür ist der langsame Übergang von der Pulverform zu einer Schicht mit zunehmendem Schmelzeanteil. Kalte Bereiche in der Verteilung deuten dabei auf große Partikel oder hochkristalline Bereiche hin, welche zum Aufschmelzen mehr Energie benötigen als kleinere Partikel. Für Energiedichten E_A unter 0,018 J/mm² (Tabelle 5-6g-h Spalte 2) zeigen sich zu diesem Zeitpunkt sogar Bereiche mit Temperaturen nur knapp oberhalb der Pulverbetttemperatur T_P . In diesem Fall können Aufschmelzprozesse nur äußerst langsam ablaufen.

Mit fortschreitender Zeit verändern sich die Temperaturverteilungen. Für Energiedichten zwischen $E_A = 0,016$ J/mm² und 0,022 J/mm² steigen die Temperaturen im Querschnitt mit zunehmender Zeit, bedingt durch die höhere Wärmeaufnahme aufgrund des wachsenden Schmelzeanteils, an, Tabelle 5-6f-h Spalte 3-5 und Bild 5-22a. Hierdurch können weitere Pulverpartikel aufgeschmolzen werden. Die gemessenen mittleren Temperaturen von maximal $T_{S,N} = 180$ °C reichen allerdings nicht aus, um alle Partikel bzw. Partikelkerne vollständig aufzuschmelzen. Die zur Verfügung stehende Wärmeenergie ist somit zu gering, um im gesamten Querschnitt eine homogene Temperaturverteilung zu erzielen. Die gemessenen Standardabweichungen der Temperaturen $\sigma_{S,N}$ im belichteten Querschnitt verdeutlichen diese unzureichende Schmelzefilmbildung. Für $\sigma_{S,N}$ stellen sich am Ende der Nachschmelzzeit ($t_N = 15$ s) vergleichsweise hohe Abweichungen von 1,9 bis 2,7 K ein, Bild 5-22b. Für die niedrigsten Energiedichten ($E_A = 0,016$ J/mm² und $E_A = 0,018$ J/mm²) ergeben sich besonders inhomogene Schmelzebilder. Die zahlreichen kalten Bereiche deuten auf unaufgeschmolzene Strukturen hin. Das von Zarringhalam in [139] beobachtete Auftreten unaufgeschmolzener Partikelkerne bei niedrigen Energieeinträgen kann also anhand der Thermogramme verifiziert werden.



a) Mittlere Schmelzetemperatur $T_{S,N}$ b) STABW Schmelzetemperatur $\sigma_{S,N}$
Bild 5-22: Mittlere Schmelzetemperatur und zugehörige Standardabweichung als Funktion der Nachschmelzzeit t_N für verschiedene Flächenenergiedichten E_A und eine Scanvektorstärke $L_S = 10$ mm
 (V19 D: $E_A = 0,050$ J/mm², V2 D: $E_A = 0,044$ J/mm², V9 D: $E_A = 0,037$ J/mm², V14 D: $E_A = 0,031$ J/mm², V5 D: $E_A = 0,026$ J/mm², V3 D: $E_A = 0,022$ J/mm², V8 D: $E_A = 0,018$ J/mm², V15 D: $E_A = 0,016$ J/mm²)

Die Thermogramme für eine Flächenenergiedichte von $E_A = 0,022 \text{ J/mm}^2$ zeigen, dass auch hier trotz höherer Temperaturen von bis zu $T_{S,N} = 182 \text{ °C}$ nicht alle Pulverpartikel vollständig in den schmelzeförmigen Zustand überführt werden können, Tabelle 5-6f Spalte 4 und 5 und Bild 5-22a. Im linken Bauteilbereich zeigen sich zwei kältere Bereiche. Diese werden vermutlich durch große unaufgeschmolzene Partikel oder Kerne hoher Kristallinität gebildet. Der Schmelzbereich des verwendeten PA 12-Pulvers erstreckt sich über eine größere Temperaturspanne zwischen ca. 175 °C und 200 °C , wobei der höchste Schmelzumsatz bei 186 °C erfolgt. Für große Partikel bzw. hochkristalline Bereiche ist somit zum Aufschmelzen eine höhere Temperatur bzw. mehr Energie notwendig. Diese liegt allerdings im Falle $E_A = 0,022 \text{ J/mm}^2$ nicht vor. Im Gegensatz zu niedrigeren Energiedichten ergeben sich hier selbst für längere Nachschmelzzeiten t_N von mehr als zehn Sekunden keine weiteren Veränderungen des Schmelzbildes und der Temperatur. Folglich scheint der Nachsinterprozess nach etwa zehn Sekunden abgeschlossen zu sein. Aufgrund der nicht aufgeschmolzenen Partikelkerne sinken die Standardabweichungen nicht unter $\sigma_{S,N} = 2 \text{ K}$, Bild 5-22b.

Erst für eine Energiedichte von $E_A = 0,026 \text{ J/mm}^2$ ergibt sich bereits zehn Sekunden nach der Belichtung ein relativ homogenes Schmelzbild mit Standardabweichungen von nur noch $\sigma_{S,N} = 1,5 \text{ K}$ (Tabelle 5-6e Spalte 4 und Bild 5-22b). Bild 5-22a belegt, dass dieses Verhalten durch das Überschreiten des Materialschmelzpunktes nach der Belichtung ausgelöst wird. Das Auftreten eines weitgehend homogenen Schmelzefilms korreliert im Falle einer Schichtdicke von $s = 0,1 \text{ mm}$ mit dem Erreichen maximaler Bauteildichten ρ_B sowie eines maximalen E-Modules in Aufbaurichtung $E_{t,z90}$. Entsprechendes verdeutlicht der Vergleich mit den Ergebnissen für die DTM Sinterstation 2500HS aus Kapitel 5.1.2. Die Bauteilqualität wird somit maßgeblich durch das Auftreten der beschriebenen Nachschmelzeffekte bestimmt. Gleichzeitig ergibt sich eine Abhängigkeit von der Zykluszeit mit einer erforderlichen Mindestnachsammelzeit von $t_N \approx 10 \text{ s}$, Bild 5-22. Ähnliches wurde von EOS bei der Verarbeitung von PEK in Form einer Dichteerhöhung durch Nachsintern beobachtet [322]. Zum Erreichen maximaler Dichten ρ_B ist somit die Ausbildung eines homogenen Schmelzefilms durch Nachschmelzvorgänge sowie Temperaturen über dem Materialschmelzpunkt von $T_M = 186 \text{ °C}$ (Bild 5-22a) erforderlich.

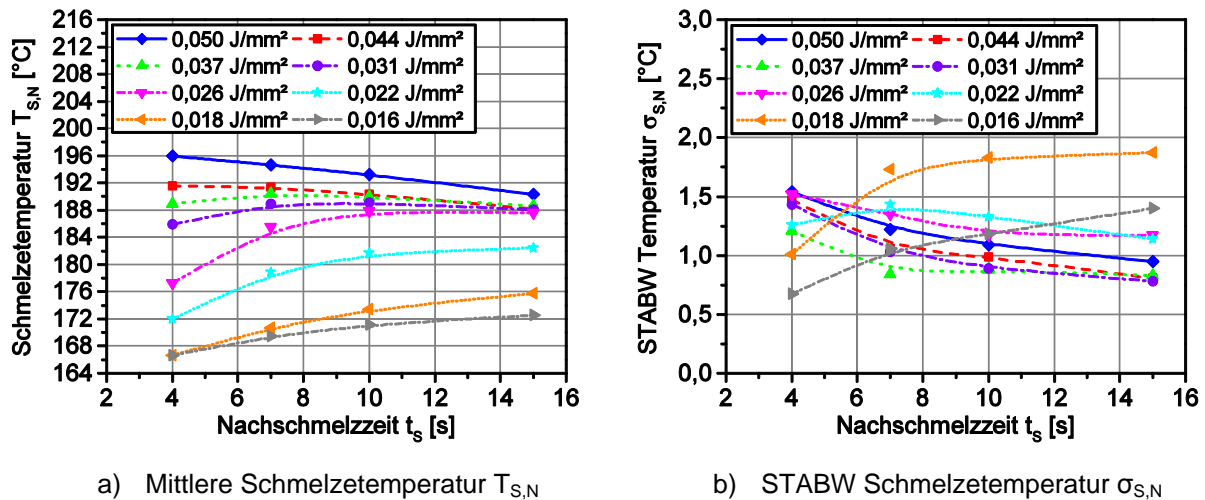
Für noch höhere Energiedichten zwischen $E_A = 0,031 \text{ J/mm}^2$ und $0,044 \text{ J/mm}^2$ und einer Scanvektorlänge von $L_S = 10 \text{ mm}$ (Tabelle 5-6b-d) ergibt sich eine weitere Veränderung der Temperaturentwicklung im Querschnitt nach der Belichtung. Der Temperaturabfall nach der Belichtung fällt deutlich geringer aus, da aufgrund der höheren Laserenergie im Querschnitt unmittelbar beim Belichten ein hoher Anteil Schmelze gebildet wird (Bild 5-22a). Folglich können größere bzw. hochkristalline Partikel direkt aufgeschmolzen werden, ohne dass sich, wie für $E_A = 0,026 \text{ J/mm}^2$, zuerst eine inhomogene Temperaturverteilung mit unaufgeschmolzenen Bereichen einstellt. Hierdurch wird direkt beim Aufschmelzen ein weitestgehend homogener Schmelzefilm erzeugt. Nach etwa sieben bis zehn Sekunden stellen sich im Querschnitt mittlere Temperaturen von $T_{S,N} = 190$ bis 192 °C ein, Bild 5-22a. Diese Temperaturen sind ausreichend, um einerseits verbliebene unaufgeschmolzene Kerne vollständig in die Schmelze zu überführen und andererseits auch tiefere Schichtbereiche aufzuschmelzen. Auch hier ergeben sich für größere Nachschmelzzeiten von bis zu 15 s , abgesehen von einer leichten Temperaturabnahme, keine weiteren Effekte, Bild 5-22. Die Schmelztemperaturen $T_{S,N}$ bleiben in diesem Fall bis zum Pulverauftrag oberhalb des Materialschmelzpunktes T_M . Dadurch kann die neu aufgetragene Pulverschicht zusätzlich durch den heißen Querschnitt von unten aufgeheizt werden. Das Auftreten dieser Effekte begründet die in Kapitel 5.1.2 für die DTM Sinterstation 2500HS beobachtete signifikante Verbesserung der mechanischen Eigenschaften in Aufbaurichtung beim Parametersatz V14 D ($E_A = 0,031 \text{ J/mm}^2$ und $s = 0,1 \text{ mm}$). So erfolgt bei diesem Energieeintrag der Übergang zu einem duktilen Bruchverhalten mit Streckgrenze. Die beschriebenen Vorgänge sind folglich essen-

ziell für die Verbesserung der Schichtanbindung. Auf Basis der erreichten Schmelzetemperaturen $T_{S,N}$ und der Verteilungshomogenität $\sigma_{S,N}$ ist somit eine Aussage über die Bauteilqualität und die zu erwartende Schichtanbindung möglich. Um einen guten Schichtverbund zu erzielen, muss die im Bauteilquerschnitt gemessene Standardabweichung der Schmelzetemperatur $\sigma_{S,N}$ unter 1 K liegen, Bild 5-22b. Ein Vergleich mit den Daten aus Kapitel 5.1 zeigt, dass sich in diesem Fall die besten Eigenschaften in Aufbaurichtung einstellen.

Für die höchste Energiedichte im Vergleich ($E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$) ergibt sich wiederum ein anderes Verhalten für die Temperaturentwicklung im Querschnitt. Die erreichten Temperaturen für $T_{S,max}$ von bis zu $360 \text{ }^\circ\text{C}$ (Tabelle 5-6a Bild 1) liegen weit oberhalb des in Kapitel 5.2.1 mit $T_Z = 318 \text{ }^\circ\text{C}$ festgelegten Zersetzungsbegins. Die deutlichen Zersetzungseffekte führen zu einer im Vergleich zu niedrigeren Energiedichten sehr inhomogenen Temperaturverteilung mit einer Standardabweichung von $\sigma_{S,N} = 2,8 \text{ K}$ (Bild 5-22b). Dies stellt gleichzeitig den höchsten Wert im Vergleich dar. Insbesondere in der Querschnittsmitte bildet sich bereits nach sieben Sekunden (Tabelle 5-6a Bild 3) ein kalter Bereich aus, während im Randbereich hohe Temperaturen von ca. $194 \text{ }^\circ\text{C}$ erreicht werden. Bei der Materialzersetzung von Thermoplasten handelt es sich um einen exothermen Prozess. Die hierbei frei werdende Energie wird jedoch scheinbar verstärkt mit den verdampfenden Zersetzungsprodukten an die Umgebung abgegeben, sofern die Gase nicht in den in Kapitel 5.1.2 beobachteten runden Poren eingeschlossen werden. Durch diese Art der Wärmeabgabe reduziert sich die Temperatur im Schmelzefilm $T_{S,N}$ mit zunehmender Nachschmelzzeit t_N deutlich auf nur noch $186 \text{ }^\circ\text{C}$, Bild 5-22a. Tabelle 5-6a Spalte 1 zeigt beim Belichten insbesondere für die Mitte des Querschnittes einen Bereich höchster Schmelzetemperaturen. Hier können also verstärkt Zersetzungsreaktionen ablaufen. Diese scheinen wiederum für den in Tabelle 5-6a Spalte 3 bis Spalte 5 sichtbaren ausgekühlten Bereich in Querschnittsmitte ursächlich zu sein. Mit Hilfe von Thermografiemessungen können somit auch Zersetzungseffekte beim Laser-Sintern nachgewiesen werden, sofern die Zersetzungsgrenze deutlich überschritten wird.

Für eine Scanvektorlänge von $L_S = 50 \text{ mm}$ zeigt sich ein $L_S = 10 \text{ mm}$ ähnliches Verhalten, Bild 5-23 und Tabelle 9-25. Jedoch verschieben sich die Grenzen einiger Effekte. Für $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ ergibt sich ebenfalls ein homogenes Schmelzebild mit Standardabweichungen $\sigma_{S,N}$ unter 1 K, Tabelle 9-25a und Bild 5-23b. Die für $L_S = 10 \text{ mm}$ beobachteten Zersetzungseffekte treten somit bei 50 mm nicht mehr auf. Verantwortlich hierfür sind die niedrigeren maximalen Schmelzetemperaturen beim Belichten, welche mit $T_{S,max} \approx 320 \text{ }^\circ\text{C}$ im Bereich der in Kapitel 5.2.1 definierten Temperaturgrenze liegen. Eine Schmelzetemperatur auf diesem Niveau verursacht somit keine durch Thermografie detektierbaren Zersetzungseffekte. Gleichzeitig liegt $T_{S,N}$ bei $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ für eine Scanvektorlänge von $L_S = 50 \text{ mm}$ mit bis zu $196 \text{ }^\circ\text{C}$ deutlich über den für andere Parametersätze erreichten Werten. Allerdings kühlt der Querschnitt mit zunehmender Nachschmelzzeit t_N deutlich stärker – um ca. 6 K – aus. Im Gegensatz zu einer Scanvektorlänge von $L_S = 10 \text{ mm}$ stellen sich bei $L_S = 50 \text{ mm}$ auch bei höheren Energiedichten E_A von bis zu $0,031 \text{ J/mm}^2$ größere Temperaturinhomogenitäten vier Sekunden nach dem Ende der Belichtung ein ($\sigma_{S,N}$ für $t_N = 4 \text{ s}$), vgl. Tabelle 9-25d. Durch die hohen erreichten mittleren Temperaturen von bis zu $T_{S,N} = 189 \text{ }^\circ\text{C}$ kann sich allerdings dennoch mit zunehmender Nachschmelzzeit t_N ein homogener Schmelzefilm mit einer Standardabweichung unter $\sigma_{S,N} = 1 \text{ K}$ ausbilden, Bild 5-23b. Dieses veränderte Verhalten wird durch den geringeren Energieeintrag in den Querschnitt bei längeren Scanvektorlängen verursacht. Dieser entsteht durch die niedrigeren Maximaltemperaturen bei der Belichtung aufgrund der verlängerten Pausenzeiten zwischen aufeinanderfolgenden Belichtungen. Als weiterer Unterschied zur Scanvektorlänge von $L_S = 10 \text{ mm}$ ergibt sich zusätzlich auch für geringere Energiedichten von $E_A = 0,022$ und $0,026 \text{ J/mm}^2$ eine vergleichsweise homogene Schmelzetemperaturverteilung mit Standardabweichungen $\sigma_{S,N}$

von nur 1,2 K, Bild 5-23b. Die Auswirkung der Nachschmelzzeit auf die Temperaturentwicklung im Querschnitt verstärkt sich somit mit zunehmender Scanvektorstärke. Die Einstellung homogener Temperaturverteilungen wird folglich für einen insgesamt breiteren Energiedichtebereich möglich.



a) Mittlere Schmelzetemperatur $T_{S,N}$

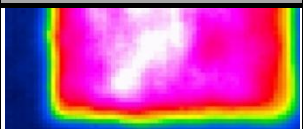
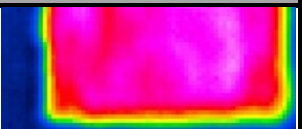
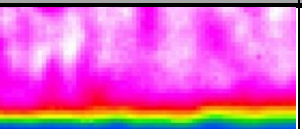
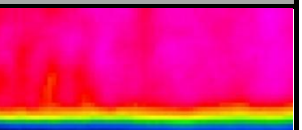
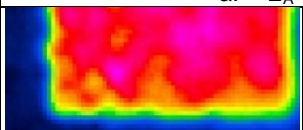
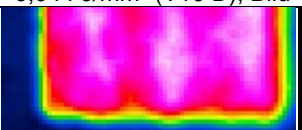
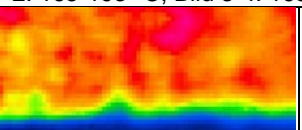
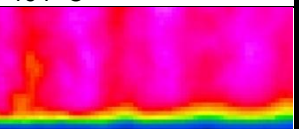
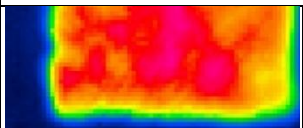
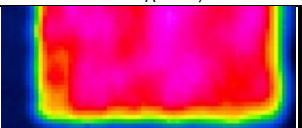
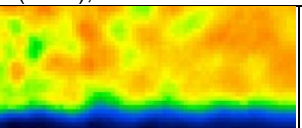
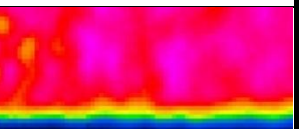
b) STABW Schmelzetemperatur $\sigma_{S,N}$

Bild 5-23: Mittlere Schmelzetemperatur und zugehörige Standardabweichung als Funktion der Nachschmelzzeit t_N für verschiedene Flächenenergiedichten E_A und eine Scanvektorstärke $L_S=10$ mm
(V19 D: $E_A = 0,050$ J/mm², V2 D: $E_A = 0,044$ J/mm², V9 D: $E_A = 0,037$ J/mm², V14 D: $E_A = 0,031$ J/mm², V5 D: $E_A = 0,026$ J/mm², V3 D: $E_A = 0,022$ J/mm², V8 D: $E_A = 0,018$ J/mm², V15 D: $E_A = 0,016$ J/mm²)

Alle bisherigen Beobachtungen wurden mit Ausnahme des Parametersatzes mit maximaler Flächenenergiedichte (V19 D, $s = 0,12$ mm) für eine Schichtdicke von $s = 0,1$ mm getroffen. Dagegen zeigt Tabelle 5-7 Thermogramme von Parametersätzen mit einer Schichtdicke von $s = 0,15$ mm. Die Betrachtung erfolgt hierbei lediglich für Nachschmelzzeiten von $t_N = 4$ und 10 s. Die untersuchten Parametersätze V10 D, V1 D und V6 D aus dem Versuchsplan 1 (Tabelle 4-2) weisen die gleichen Flächenenergiedichten E_A und Belichtungsparameter auf wie die zuvor betrachteten V2 D, V9 D und V14 D mit einer Schichtdicke von $s = 0,1$ mm. Ansonsten weicht neben der Schichtstärke nur die Pulverbetttemperatur T_P um jeweils 2 K nach oben bzw. unten ab. Bedingt durch diese Parameteränderungen, stellen sich signifikante Unterschiede zu dem zuvor beschriebenen Verhalten ein. Die Bilder in Tabelle 5-7 belegen, dass bei höheren Schichtdicken für keinen untersuchten Energieeintrag ein homogener Schmelzefilm mit einer Standardabweichung $\sigma_{S,N}$ von unter 1 K erzeugt werden kann. Lediglich bei $E_A = 0,044$ J/mm² ergeben sich unabhängig von der Scanvektorstärke ausreichend hohe Schmelzetemperaturen $T_{S,N}$ für eine gute Schmelzefilmbildung und verhältnismäßig geringe Standardabweichungen $\sigma_{S,N}$ von 1,4 bzw. 1,1 K, Tabelle 5-7a Spalte 2 und 4. Jedoch reduziert sich auch hier aufgrund einer verschlechterten Schichtanbindung die Bruchdehnung in Aufbaurichtung $\epsilon_{B,z90}$ auf Werte von nur ca. 8 %, vgl. Tabelle 9-7. Eine Energiedichte von $E_A = 0,037$ J/mm² ist im Falle von $s = 0,15$ mm nicht mehr ausreichend, um einen homogen aufgeschmolzenen Schmelzefilm zu bilden und die Schichten ausreichend zu verbinden (Tabelle 5-7b Spalte 1-4). Dies verdeutlichen die geringen Bruchdehnungswerte für $\epsilon_{B,z90}$ von lediglich 2,8 %, vgl. Tabelle 9-7. Obwohl die Standardabweichungen $\sigma_{S,N}$ zehn Sekunden nach der Belichtung mit Werten zwischen 1,1 und 1,6 K nahe an der zuvor definierten Schwelle von 1 K liegen, wird dennoch keine ausreichende Schichtanbindung erzielt. Zwar liegen die Temperaturen auch hier über dem Schmelzpunkt (Tabelle 5-7b und c Spalte 2 und 4), führen aber nur an der Oberfläche zur Ausbildung eines vergleichsweise homogenen Schmelzefilmes. Innerhalb der dickeren Schicht ergeben sich vermutlich größere Temperaturgradienten. Der Energieeintrag durch den Laser sowie die Aufheizung der Pulverschicht durch die darunterliegende Schmelze reichen nicht aus, um die Schicht vollständig aufzuschmelzen. Es bildet sich vermutlich eine unzureichend auf-

geschmolzene Zwischenschicht, welche für die schlechte Schichtanbindung und die gleichzeitig auftretenden geringen Bauteildichten verantwortlich ist, vgl. Tabelle 9-6 und Tabelle 9-7. Die mechanischen Eigenschaften von in Aufbauichtung orientierten Bauteilen, welche mit einer Schichtstärke von $s = 0,15$ mm gefertigt werden, liegen somit stets unter den Werten, welche für eine Schichtdicke von 0,1 mm erreicht werden. Die Schichtdicke beeinflusst somit maßgeblich den Wärmehaushalt innerhalb einer Schicht. Je höher die Schichtdicke ist, desto höher muss die eingebrachte Energie sein, um auch tiefere Schichtbereiche vollständig aufzuschmelzen.

Tabelle 5-7: Temperaturverteilung nach dem Belichten von Bauteilquerschnitten unterschiedlicher Länge in Abhängigkeit der Flächenenergiedichte E_A für eine Schichtstärke von $s = 0,15$ mm (Angabe der mittleren Schmelzetemperatur $\bar{T}_{S,N}$ und der Standardabweichung σ , zugehörige Temperaturskalen vgl. Bild 9-7))

Temperaturverteilung im Bauteilquerschnitt nach dem Belichten			
Scanvektorenlänge 10 mm		Scanvektorenlänge 50 mm	
4s	10 s	4s	10 s
			
$T_{S,N} = 190$ °C; $\sigma_{S,N} = 2,2$ K	$T_{S,N} = 189$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,4$ K	$T_{S,N} = 192$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,2$ K	$T_{S,N} = 190$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,1$ K
a. $E_A = 0,044$ J/mm ² (V10 D), Bild 1-2: 165-193 °C, Bild 3-4: 165-194 °C			
			
$T_{S,N} = 186$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,5$ K	$T_{S,N} = 190$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,6$ K	$T_{S,N} = 184$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,6$ K	$T_{S,N} = 188$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,2$ K
b. $E_A = 0,037$ J/mm ² (V1 D), 165-193 °C			
			
$T_{S,N} = 184$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,7$ K	$T_{S,N} = 186$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,3$ K	$T_{S,N} = 180$ °C; $\sigma = 1,4$ K	$T_{S,N} = 186$ °C; $\sigma_{S,N} = 1,2$ K
c. $E_A = 0,031$ J/mm ² (V6 D), 165-192 °C			

5.2.4 Einfluss der Vorheiztemperatur auf den Schmelzetemperaturverlauf

Neben dem Einfluss unterschiedlicher Energieeinträge kann auch die Pulverbetttemperatur T_P einen Einfluss auf den Schmelzetemperaturverlauf ausüben, Bild 5-24. Deren Einfluss ist für den Laser-Sinter-Prozess von entscheidender Bedeutung, da es bereits ohne aktive Änderung des Sollwertes aufgrund der inhomogenen Temperaturverteilung auf der Pulverbettsoberfläche (vgl. Kapitel 5.1.3) zu lokalen Temperaturunterschieden kommt. Wie in Bild 5-24 dargestellt, wird hierdurch die Laser-Pulver-Wechselwirkung und somit der Temperaturverlauf maßgeblich beeinflusst. Bei einem Energieeintrag von $E_A = 0,025$ J/mm² und einer Schichtdicke von $s = 0,12$ mm beeinflusst eine variierende Vorheiztemperatur die maximale Schmelzetemperatur ($T_{S,max} \approx 260$ °C) kaum. Lediglich für hohe Vorheiztemperaturen von $T_P = 178$ °C steigt $T_{S,max}$ um 5 K auf 265 °C. Nach dem Aufschmelzen zeigen die einzelnen Temperaturverläufe dagegen deutliche Unterschiede. Mit zunehmender Pulverbetttemperatur steigt gleichzeitig die Schmelzetemperatur $T_{S,N}$ im belichteten Querschnitt. Dabei wird für $T_P = 174$ °C trotz ausreichender Flächenenergiedichte zur Erreichung hoher Dichten (vgl. Kapitel 5.2.3) die Materialschmelztemperatur T_M nicht erreicht, während diese für die beiden höheren Vorheiztemperaturen überschritten wird. Eine Zunahme der Pulverbetttemperatur um $\Delta T_P = 2$ K steigert die Schmelzetemperatur $T_{S,N}$ erst um 6 K und für eine weitere Erhöhung um 3,3 K. Gleichzeitig nimmt die Bauteildichte ρ_B um 0,014 bzw. 0,008 g/cm³ zu (Tabelle 9-6), da mehr Energie zum Aufschmelzen der Schicht zur Verfügung steht. Die Höhe der Vorheiztemperatur T_P beeinflusst somit maßgeblich den zum Auftreten von Nachschmelzeffekten erforderlichen Energieeintrag. Je niedriger die Pulverbetttempera-

tur ist, desto höher muss die eingebrachte Flächenenergiedichte E_A sein. Bei den in Kapitel 5.1.3 gemessenen Temperaturunterschieden im Baufeld von bis zu $\Delta T_{P,max} \approx 11$ K ist daher mit einer massiven Beeinflussung der Schmelzetemperaturverläufe aufgrund der Vorheizbedingungen zu rechnen. Für den betrachteten Energieeintrag wird ab einer Vorheiztemperatur von $T_P = 176$ °C nach der Belichtung die Materialschmelztemperatur T_M überschritten. Aufgrund der Schichtstärke von $s = 0,12$ mm und der daraus resultierenden Volumenenergiedichte von $E_V = 0,2$ J/mm³ ergeben sich jedoch trotz Überschreiten dieser Grenze keine maximalen Bauteildichten ρ_B (vgl. Kapitel 5.1.2), da der Zwischenschichtbereich nicht ausreichend aufgeschmolzen werden kann (vgl. Kapitel 5.2.3).

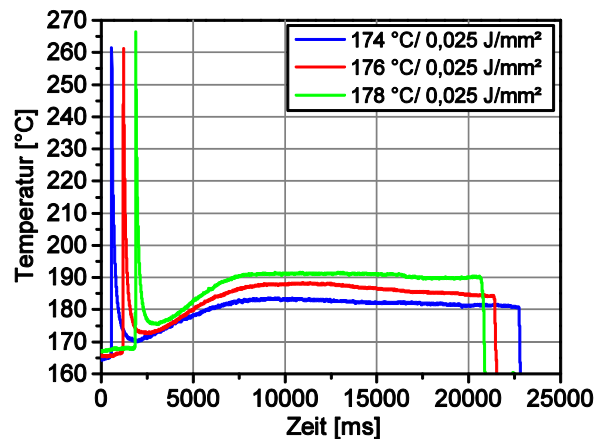


Bild 5-24: Schmelzetemperaturverläufe als Funktion der Zeit für verschiedene Vorheiztemperaturen T_P bei gleicher Flächenenergiedichte ($E_A = 0,025$ J/mm²) und einer Scanvektorlänge von $L_S = 25$ mm
(V23 D: $T_P = 174$ °C, V27 D: $T_P = 176$ °C, V24 D: $T_P = 178$ °C)

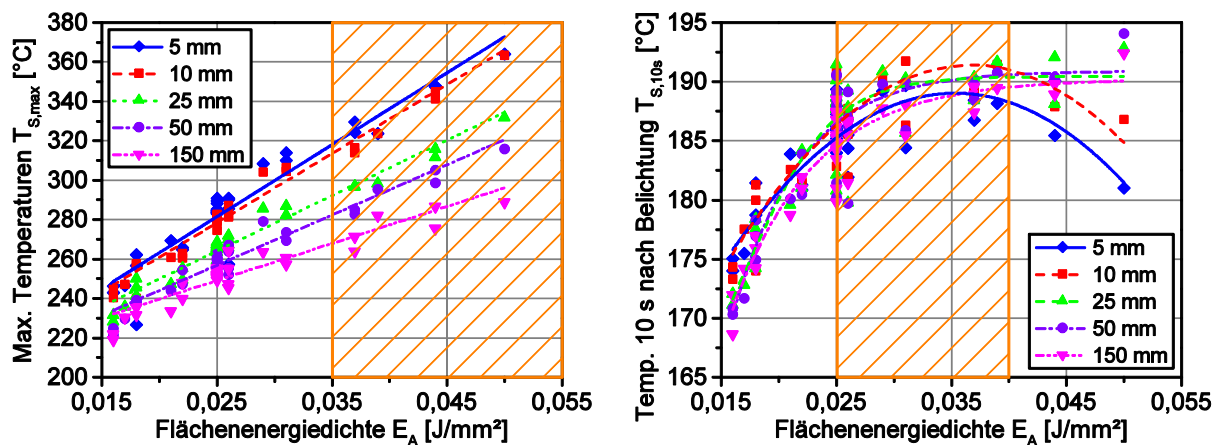
5.2.5 Korrelationsmodelle zur Vorhersage von Schmelzetemperaturen

Die gemessenen Temperaturverläufe erlauben es, einzelne Effekte im Laser-Sinter-Prozess zu beschreiben sowie den Einfluss verschiedener Parameter auf die Temperaturentwicklung qualitativ zu untersuchen (vgl. Kapitel 5.2.3 und 5.2.4). Ein Vergleich mit den in Kapitel 5.1 ermittelten Zusammenhängen ist jedoch auf dieser Basis nur bedingt möglich. Daher sollen die ermittelten Temperaturwerte und berechneten Heizraten in einer Kapitel 5.1.2 äquivalenten Form aufbereitet werden. Einerseits werden die Kennwerte hierzu als Funktion der Energiedichte dargestellt. Andererseits werden Regressionsmodelle auf Basis der ermittelten Temperaturdaten aufgebaut.

Bild 5-25 und Bild 5-26 zeigen die ermittelten Temperatur- und Heizratenverläufe in Abhängigkeit der Flächenenergiedichte E_A und der Scanvektorlänge L_S . Anders als für die mechanischen Eigenschaften und die Bauteildichte führt hier, wie für die Porosität, die Flächenenergiedichte E_A zu einer besseren Annäherung der Zusammenhänge. Dies deutet darauf hin, dass die Schichtstärke s , anders als für die Bauteileigenschaften, einen geringeren Einfluss auf die sich einstellenden Temperaturwerte ausübt. Dieses soll im Folgenden verifiziert werden.

Bild 5-25a veranschaulicht die entsprechenden Zusammenhänge für die maximale Schmelzetemperatur $T_{S,max}$. Die mittlere Standardabweichung $\sigma_{S,max}$ der Messwerte liegt jeweils unter 2 % der Kennwerte (Tabelle 5-8). Die Temperaturmesswerte weisen somit eine ausreichende Genauigkeit auf, um verschiedene Parametersätze aufzulösen und eine vergleichende Analyse durchzuführen. Die Ergebnisse zeigen, dass die Zusammenhänge zwischen $T_{S,max}$ und E_A durch eine lineare Fitkurve beschrieben werden können. Dies deckt sich mit den Ergebnissen früherer Studien [78, 277]. Gleichzeitig ergibt sich eine signifikante Abhängigkeit der gemessenen Temperatur von der eingebrachten Energiemenge. Umso

höher die eingestrahlte Flächenenergiedichte E_A ist, desto größer ist die maximale Schmelztemperatur $T_{S,max}$. Durch die kürzeren Zeitabstände zwischen aufeinanderfolgenden Belichtungen verstärkt sich dieser Effekt mit abnehmender Scanvektorlänge L_S . Dadurch steigt $T_{S,max}$ bei kurzen Scanvektorlängen mit zunehmender Energiedichte stärker an als für längere. Ähnliche Effekte beobachtete Keller in [78]. Im betrachteten Energiedichtebereich von $E_A = 0,016 \text{ J/mm}^2$ bis $0,050 \text{ J/mm}^2$ ergeben sich Schmelztemperaturen zwischen $T_{S,max} = 220 \text{ °C}$ und 365 °C , Bild 5-25a. Die in Kapitel 5.2.1 definierte Zersetzungsgrenztemperatur von PA 2200 ($T_Z = 318 \text{ °C}$) wird bei einer Energiedichte von $E_A = 0,035 \text{ J/mm}^2$ überschritten. Somit können bei einer Schichtdicke von $s = 0,1 \text{ mm}$ schon bei zur Erzielung optimaler Bauteileigenschaften erforderlicher Energiedichten von $E_V = 0,35 \text{ J/mm}^3$ (DTM Sinterstation 2500HS, vgl. Kapitel 5.1) erste Zersetzungseffekte auftreten.



a) Maximale Schmelztemperatur

b) Schmelztemperatur 10 s nach der Belichtung

Bild 5-25: Scanvektorlängenabhängige maximale Schmelztemperaturen $T_{S,max}$ und Schmelztemperatur 10 s nach der Belichtung $T_{S,10s}$ als Funktion der Flächenenergiedichte E_A

Tabelle 5-8: Mittlere Standardabweichung der Schmelztemperaturen und Heizraten

Scanvektorlänge L_S [mm]	Maximale Schmelztemperatur $\sigma_{S,max}$ [°C]	Schmelztemperatur 10 s nach der Belichtung $\sigma_{S,10s}$ [°C]	Heizrate σ_{HR} [K/s]
5	$\pm 4,3$	$\pm 0,9$	± 627
10	$\pm 3,8$	$\pm 1,1$	± 496
25	$\pm 3,4$	$\pm 0,7$	± 342
50	$\pm 3,0$	$\pm 0,8$	± 216
150	$\pm 4,0$	$\pm 0,7$	± 136

Werden die im Versuch ermittelten Schmelztemperaturen $T_{S,max}$ mit im Stand der Technik simulierten bzw. gemessenen Werten verglichen, zeigt sich, dass sich in vielen Studien unrealistisch hohe oder niedrige Werte ergeben. Eine ungefähre Übereinstimmung ergibt sich dagegen mit den von Tontowi [52] bzw. von Rietzel [28] durch numerische Verfahren ermittelten Temperaturen (vgl. Kapitel 2.2.3) sowie den von Wegner in einer ersten Studie [277] gemessenen Temperaturen (vgl. Kapitel 2.2.7). Dies unterstreicht das Erfordernis geeigneter Messbedingungen bzw. ausreichender Kenntnisse über die Temperaturentwicklung während des Prozesses, um ein geeignetes Simulationsmodell aufzubauen.

Kapitel 5.2.3 verdeutlicht den starken Einfluss des Schmelztemperaturverlaufes nach der Belichtung auf die Ausbildung der Bauteilstruktur. Erst für eine ausreichend hohe Energiedichte kann ein homogen aufgeschmolzener Querschnitt erzeugt werden. Die beschriebenen Einzelpunktmessungen und Thermogrammauswertungen in Kapitel 5.2.3 zeigen, dass insbesondere für höhere Energiedichten nach etwa zehn Sekunden die maximale Tempera-

tur im Querschnitt erreicht wird. Danach ergeben sich nur noch geringfügige Änderungen oder eine Abkühlung. Lediglich für Energiedichten unter $E_A = 0,018 \text{ J/mm}^2$ steigt die Temperatur durch die Zunahme des Schmelzeanteils noch weiter an. Jedoch wird auch hier keine weitere Homogenisierung der Verteilung mehr erreicht. Die mittlere Schmelzetemperatur im Querschnitt 10 s nach der Belichtung $T_{S,10s}$ wird daher im Folgenden als Temperaturkennwert definiert und ausgewertet. Hierbei ergeben sich für die Werte sehr geringe mittlere Standardabweichungen $\sigma_{S,10s}$ von maximal 1,1 K bzw. von unter 1 %, Tabelle 5-8. Bild 5-25b zeigt den entsprechenden Verlauf dieses Kennwertes in Abhängigkeit der Flächenenergiedichte E_A sowie der Scanvektorlänge L_S . Nur für sehr niedrige Energiedichten ($E_A < 0,018 \text{ J/mm}^2$) verbleibt $T_{S,10s}$ auf dem Niveau der Pulverbetttemperatur T_P . Mit zunehmender Flächenenergiedichte E_A übersteigt die Schmelzetemperatur dieses Niveau. Bei noch höheren Energieeinträgen liegen die Temperaturen nach der Belichtung oberhalb des Materialschmelzpunktes von $T_M = 186 \text{ °C}$ (vgl. Kapitel 5.2.2). Ein Vergleich mit Kapitel 5.1.2 und 5.2.3 zeigt, dass für die DTM Sinterstation 2500HS das Überschreiten von T_M mit dem Erreichen höchster Dichten korreliert werden kann. Hierzu ist Energieeintrag von mindestens $E_A = 0,025 \text{ J/mm}^2$ erforderlich. Oberhalb dieser Schwelle steigt $T_{S,10s}$ weiter an, wobei Temperaturen von bis zu 194 °C erreicht werden.

Für $E_A \approx 0,035 \text{ J/mm}^2$ wird ein Bereich maximaler Temperaturen für $T_{S,10s}$ erreicht, vgl. Bild 5-25b. Oberhalb dieses Energieeintrages erfolgt kein signifikanter weiterer Temperaturanstieg. Diese Grenze scheint der Ausbildung eines homogenen Schmelzefilms unmittelbar nach dem Aufschmelzen zu entsprechen, ohne dass durch Nachschmelzeffekte noch große Partikel oder hochkristalline Partikelkerne insbesondere in tieferen Schichtbereichen aufgeschmolzen werden müssen, vgl. Kapitel 5.2.3. In diesem Fall bewirkt eine noch höhere Energiedichte keine Zunahme des Schmelzeanteils mehr. Dadurch kann die Absorption der Schicht und damit die Temperatur nicht weiter gesteigert werden, vgl. Kapitel 5.2.2. Der zu beobachtende leichte Temperaturanstieg oberhalb von $E_A \approx 0,035 \text{ J/mm}^2$ resultiert somit aus der höheren durch den Laser eingebrachten Energie. Ein Vergleich mit den für die Bauteileigenschaften ermittelten Zusammenhängen (vgl. Kapitel 5.1.2) zeigt, dass diese Energiedichteschwelle im Falle der Sinterstation 2500HS gerade der Mindestenergie entspricht, welche für das Erreichen einer ausreichenden Schichtanbindung und somit einer maximalen Bruchdehnung $\epsilon_{B,z90}$ in Aufbaurichtung erforderlich ist. Ein Energieeintrag von $E_A \geq 0,035 \text{ J/mm}^2$ führt somit für $s = 0,1 \text{ mm}$ zu einer homogenen Durchschmelzung der gesamten Schicht. Die Ergebnisse aus Kapitel 5.2.3 bestätigen diese Zusammenhänge. Aus Bild 5-25b ergibt sich, dass hierfür das Erreichen einer Schmelzetemperatur nach der Belichtung von mindestens $T_{S,10s} \geq 189 \text{ °C}$ erforderlich ist. Somit besteht eine signifikante Korrelation zwischen der mittleren Schmelzetemperatur $T_{S,10s}$, der Temperaturverteilung im Schmelzefilm nach der Belichtung $\sigma_{S,N}$ und wichtigen Bauteileigenschaften. Die Messung der Schmelzetemperatur nach der Belichtung liefert demnach entscheidende Aussagen über die Bauteilqualität und ist eine wichtige Prozesskenngröße, welche durch entsprechende Überwachungssysteme online für einen Qualitätsnachweis erfasst werden kann.

Während $T_{S,10s}$ für größere Scanvektorlängen von über $L_S \geq 25 \text{ mm}$ kontinuierlich bis zum Erreichen eines konstanten Niveaus ansteigt, fallen die Temperaturen für $L_S = 5 \text{ mm}$ und 10 mm bei hohen Energieeinträgen wieder ab, vgl. Bild 5-25b. Dabei sinkt die Temperatur bei einer Scanvektorlänge von $L_S = 5 \text{ mm}$ um bis zu 8 K. Dieser Effekt tritt oberhalb einer Flächenenergiedichte von $E_A \approx 0,040 \text{ J/mm}^2$ und somit verstärkt für maximale Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ von über 330 °C auf, vgl. Bild 5-25a. Nach Kapitel 5.2.3 wird der gebildeten Schmelze durch Verdampfung von heißen Zersetzungsgasen Wärme entzogen, was zu der beobachteten Abnahme von $T_{S,10s}$ (Bild 5-25b) sowie einer inhomogenen Temperaturverteilung im Querschnitt (vgl. Kapitel 5.2.3) führt. Bei maximalen Schmelzetemperaturen von über 330 °C treten somit derart starke Zersetzungseffekte auf, dass diese

in Form von Temperaturveränderungen in Thermografiemessungen nachgewiesen werden können.

Auf Basis der ermittelten Zusammenhänge für die Schmelzetemperatur 10 s nach der Belichtung $T_{S,10s}$ lässt sich für die Sinterstation ein optimales Energiedichtefenster von $E_A = 0,025$ bis $0,040 \text{ J/mm}^2$ festlegen, innerhalb dessen sich hohe Bauteildichten ρ_B einstellen. Soll gleichzeitig ein vollständiges Auf- und Durchschmelzen der Schicht erreicht werden, verschiebt sich die untere Grenze auf $E_A = 0,035 \text{ J/mm}^2$. Dadurch verkleinert sich das zur Erreichung optimaler Bauteileigenschaften nutzbare Energiedichtefenster ohne Auftreten messbarer Zersetzungseffekte deutlich auf eine Spanne von lediglich $0,005 \text{ J/mm}^2$.

Als weitere Kenngröße wird aus der Differenz von maximaler Schmelzetemperatur $T_{S,max}$ und Vorheiztemperatur T_P sowie der zugehörigen Zeitdifferenz die Heizrate H_R beim Aufheizen durch den Laser berechnet. Eine eindeutige Abkühlrate lässt sich dagegen aufgrund der sich stetig ändernden Steigung beim Abkühlen nicht ermitteln, vgl. Bild 5-21. Die ermittelten Heizraten sind in Bild 5-26 als Funktion der Energiedichte E_A dargestellt.

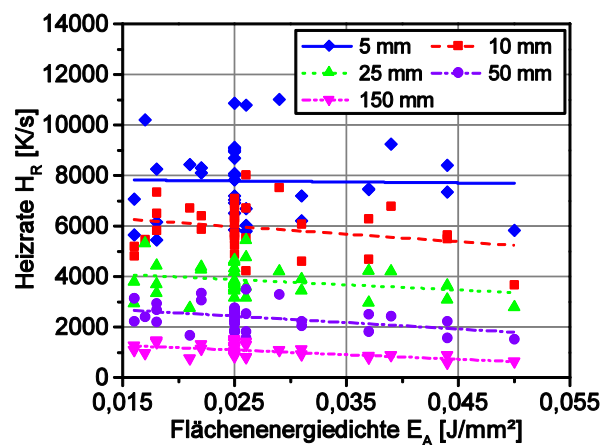


Bild 5-26: Scanvektorkängenabhängige Heizraten H_R als Funktion der Flächenenergiedichte E_A

Der Verlauf der Heizraten H_R kann jeweils durch eine lineare Fitkurve angenähert werden, wobei sich zum Teil deutliche Abweichungen hiervon zeigen. Eine Ursache findet sich in den hohen Standardabweichungen der Berechnungen σ_{HR} (Tabelle 5-8). Mit zunehmender Scanvektorklänge L_S sinken die absoluten Standardabweichungen deutlich ab. Allerdings bleibt die prozentuale Abweichung bei etwa 10 %. Auch die Höhe der Heizrate H_R weist eine starke Abhängigkeit von L_S auf. Mit abnehmender Scanvektorklänge steigt H_R durch die Verkürzung der Pausenzeiten zwischen aufeinanderfolgenden Belichtungen eines Punktes stark an. Während die Heizraten für eine Scanvektorklänge von $L_S = 150 \text{ mm}$ im Mittel bei $H_R \approx 1.000 \text{ K/s}$ liegen, steigt H_R für $L_S = 5 \text{ mm}$ auf bis zu 11.000 K/s an. Die Heizrate vervielfacht sich somit mit Abnahme der Scanvektorklänge. Dementgegen ist die Heizrate nahezu unabhängig von der vom Laser eingebrachten Energie bzw. zeigt nur eine geringe Abnahme mit steigender E_A . Hierbei liegen die auf Basis von Messungen ermittelten Heizraten deutlich – um bis zu drei Zehnerpotenzen – unter den von Drummer in [142] rein rechnerisch bestimmten Werten. Allerdings wird im ersten Fall die Belichtung einer gesamten Schicht und im zweiten Fall die Belichtung einer Einzellinie untersucht. Insgesamt betrachtet, ergibt sich aufgrund der sehr hohen Heizraten ein für das Laser-Sintern spezifisches Schmelzverhalten des Materials. Dieses lässt sich durch herkömmliche Betrachtungen mit Standard- bzw. High-Speed-DSC-Geräten mit Heizraten von maximal 17 K/s [141] kaum abbilden. Derart hohe Heizraten werden lediglich durch Flash-DSC-Geräte, wie sie von Mettler Toledo angeboten werden, erreicht. Die äußerst geringen Einwaagen von unter $1 \mu\text{g}$ bei diesen Geräten erschweren jedoch die Interpretation der Messdaten. Somit können die

realen Aufschmelzbedingungen im Prozess bislang nur eingeschränkt durch Modellversuche abgebildet werden. Dieses ist jedoch zum Verständnis der Prozesszusammenhänge sowie zur Bewertung der Sintereignung von Materialien dringend erforderlich. Die ermittelten Temperaturverläufe und zugehörigen Heizraten liefern aber die Basis zur Nachbildung der realen Prozessverhältnisse für den Fall, dass geeignete Messsysteme zur Verfügung stehen.

Um eine eindeutige Korrelation zwischen Schmelztemperaturen und Bauteileigenschaften aufstellen zu können, Temperaturen in Abhängigkeit der Prozessparametereinstellungen vorhersagen zu können und die Haupteinflüsse auf die sich einstellenden Schmelztemperaturen zu identifizieren, werden entsprechend der in Kapitel 4.4 beschriebenen Vorgehensweise Regressionsmodelle aufgebaut. Für die Heizraten können dagegen keine aussagekräftigen Modelle erstellt werden. Die berechneten Werte streuen zu stark, sodass kein geeignetes Modell zur Beschreibung der Zusammenhänge angenähert werden kann. Die ermittelten Regressionsgleichungen für die unterschiedlichen Scanvektorklängen L_S sind auf Basis ihrer Koeffizienten b_i , b_{ij} bzw. b_{ii} in Tabelle 5-9 zusammengefasst. Die zugehörigen ANOVA-Auswertungen sind im Anhang in Tabelle 9-26 bis Tabelle 9-29 dargestellt. Wie zuvor für die Bauteileigenschaften weisen auch hier alle Modelle eine hohe Qualität mit einem für eine Vorhersage der Schmelztemperaturen hinreichend hohen Wert für Predicted R^2 von minimal 0,92 auf.

Tabelle 5-9: Aufgestellte Regressionsmodelle für die gemessenen Schmelztemperaturen

	Maximale Schmelztemperatur					Schmelztemperatur 10 s nach der Belichtung				
	5 mm	10 mm	25 mm	50 mm	150 mm	5 mm	10 mm	25 mm	50 mm	150 mm
y_0	284,1	280,5	266,2	260,3	252,7	185,7	187,5	188,2	187,9	184,7
A	10,0	10,6	9,2	8,4	7,4	1,3	2,2	0,8	2,4	2,2
B	-27,4	-27,4	-20,8	-16,7	-14,2	-3,2	-3,5	-5,1	-5,8	-4,4
C	-15,2	-16,3	-14,0	-14,4	-13,3	-2,2	-2,6	-3,3	-2,9	-3,3
D	0,3	0,3	0,9	0,6	-0,3	0,6	1,3	2,3	2,1	1,6
E	-1,1	1,7	0,3	1,1	0,1	-1,3	-1,8	-2,4	-2,3	-2,2
AB	-0,5	-3,6	--	-0,8	--	1,1	1,6	0,5	--	1,8
AC	-0,9	-3,7	--	--	--	--	--	--	1,2	-1,1
AD	--	--	--	--	-2,0	0,6	1,3	2,4	1,7	1,3
AE	-1,0	--	--	-0,7	--	-1,2	-1,4	-1,5	-1,0	--
BC	2,9	2,8	1,1	0,7	1,7	-0,9	-1,9	-2,3	-3,0	-2,0
BD	-0,8	1,4	--	-0,8	--	--	1,1	2,0	--	0,9
BE	--	1,8	0,5	--	2,1	0,5	-0,6	-1,0	--	-1,6
CD	-1,0	2,0	--	--	--	--	-0,7	-0,8	0,7	1,5
CE	--	2,0	-1,2	-1,2	--	--	0,7	2,5	--	-1,1
DE	-1,0	--	--	--	--	--	-0,7	--	--	-0,4
A ²	1,2	0,5	--	0,4	-1,1	--	-0,3	-1,7	-0,7	-0,4
B ²	2,3	5,4	2,8	0,9	1,7	-2,9	-1,9	-1,3	-1,3	-0,5
C ²	2,2	2,5	0,9	1,7	1,0	--	-0,3	-0,7	-0,8	-2,0
D ²	1,5	--	--	-0,4	--	0,5	--	-0,3	-0,5	--
E ²	0,5	-2,4	--	-2,1	-0,6	--	--	-0,6	-0,6	--
R ²	1,000	1,000	0,998	0,999	0,993	0,978	0,992	0,998	0,986	0,987
R ² _{adjust}	0,999	0,999	0,998	0,997	0,989	0,963	0,983	0,994	0,974	0,974
R ² _{pred}	0,998	0,998	0,997	0,993	0,981	0,920	0,939	0,982	0,951	0,960

Haupteffekt 1
 Haupteffekt 2
 Haupteffekt 3
 Haupteffekt 4

Die Modelle (Tabelle 5-9) zeigen hinsichtlich der Haupteinflüsse einige deutliche Unterschiede gegenüber den mechanischen Eigenschaften und der Bauteildichte, vgl. Kapitel 5.1.4. Während die Bauteileigenschaften am stärksten durch die Schichtdicke s beeinflusst werden, übt diese hinsichtlich der maximalen Temperatur $T_{S,max}$ einen geringeren Einfluss aus. Somit wirkt sich die Dicke der aufzuschmelzenden Schicht kaum auf $T_{S,max}$ aus. Dagegen verstärkt sich im Vergleich zu den Bauteileigenschaften insbesondere der lineare Einfluss der

Laserleistung (A) deutlich. Er zählt im Bezug auf die maximale Schmelztemperatur neben dem linearen Effekt des Hatchabstandes (B) und der Scangeschwindigkeit (C) in allen Modellen zu den vier wichtigsten Einflüssen. Wechselwirkungen haben dagegen nur im begrenztem Maß einen Einfluss auf $T_{S,max}$, sofern sie überhaupt über der Signifikanzschwelle liegen. Ähnliche Effekte fand auch Keller in seinen Untersuchungen [78]. Weitere Haupteinflüsse auf $T_{S,max}$ bilden die quadratischen Effekte des Hatchabstandes (B^2) und der Scangeschwindigkeit (C^2). Nicht lineare Einflüsse gewinnen also für die maximale Schmelztemperatur an Bedeutung, auch wenn sich für den Korrelationsterm – der Energiedichte – ein linearer Zusammenhang zeigt, Bild 5-25a.

Im Gegensatz zur maximalen Schmelztemperatur zählt der lineare Effekt der Schichtdicke (E) für $T_{S,10s}$ in vier Modellen als viertstärkster Einfluss noch zu den Haupteinflüssen. Im fünften Modell ist sie der Faktor mit der fünftstärksten Wirkung. Dennoch fällt der Einfluss geringer aus als bei den mechanischen Eigenschaften und der Bauteildichte. Dies begründet die geeignetere Korrelation von $T_{S,10s}$ mit der Flächenenergiedichte E_A statt der Volumenenergiedichte E_V , vgl. Bild 5-25b. Eine Zunahme der Schichtdicke s bewirkt ein Absinken der Schmelztemperatur nach der Belichtung. Wie die Auswertungen in Kapitel 5.2.3 verdeutlichen, kann dieser Effekt auf die höhere Inhomogenität der Temperaturverteilung im Schmelzefilm zurückgeführt werden. Die Wärmeabfuhr in kältere tiefere Schichtbereiche begründet den verstärkten Einfluss der Schichtdicke. Um dennoch eine mittlere Schmelztemperatur im Querschnitt von über $T_{S,10s} \geq 189^\circ\text{C}$ mit einem homogenen Schmelzbild zu erreichen, muss die Flächenenergiedichte E_A erhöht werden, um die Abnahme zu kompensieren. Hierdurch wird jedoch das Auftreten von Zersetzungseffekten begünstigt. Die restlichen Haupteinflüsse ergeben sich wie zuvor für den linearen Term der Laserleistung (A), des Hatchabstandes (B) und der Scangeschwindigkeit (C) sowie die Wechselwirkung von Hatchabstand und Scangeschwindigkeit (BC). Der quadratische Term des Hatchabstandes (B^2) gewinnt insbesondere für kurze Scanvektorklängen ($L_S = 5\text{ mm}$) an Bedeutung. Dieser starke nicht lineare Einfluss begründet somit den in Bild 5-25b dargestellten Verlauf von $T_{S,10s}$ mit bei hohen Energieeinträgen aufgrund von Zersetzungseffekten abfallenden Temperaturen. Insgesamt betrachtet, üben der Hatchabstand und die Scangeschwindigkeit den größten Einfluss auf die Schmelztemperaturen während und nach der Belichtung aus.

Werden die Modelle für die Schmelztemperaturen mit den Modellen für die Bauteileigenschaften verglichen (vgl. Kapitel 5.1.4), decken sich die Haupteinflüsse insbesondere für die Modelle von $T_{S,10s}$ und ε_B bzw. ρ_B . Werden dagegen die Wirkungstendenzen der einzelnen Faktoren auf die einzelnen mechanischen Eigenschaften bzw. Temperaturkennwerte betrachtet, ergibt sich hauptsächlich zwischen den Modellen für die Bauteildichte ρ_B und das E-Modul E_t einerseits und den Modellen für die Schmelztemperatur nach der Belichtung $T_{S,10s}$ andererseits eine hohe Kongruenz. Während der Vergleich eine Übereinstimmung der Tendenzen aller linearer Wirkungen zwischen den Modellen für $T_{S,10s}$ und allen Modellen für die Bauteileigenschaften liefert, zeigen sich für die Modelle der Bauteildichte und des E-Moduls zusätzlich für alle Haupteinflüsse gleiche Effektrichtungen. Werden jeweils die Faktortendenzen je Zielgröße gemittelt und vergleichend ausgewertet, besteht insbesondere zwischen Bauteildichte, E-Modul, Zugfestigkeit und Schmelztemperatur 10 s nach der Belichtung ein signifikanter Zusammenhang. In diesen Modellen weisen insgesamt 14 bzw. 13 der einzelnen Einflüsse eine gleiche Tendenz auf. Für die Bruchdehnung ε_B ist dagegen ein Zusammenhang anhand der aufgestellten Regressionsmodelle nicht nachzuweisen.

Für die maximale Schmelztemperatur $T_{S,max}$ ergeben sich für das betrachtete PA 12 ebenfalls kaum Übereinstimmungen zwischen den Modellen für die Temperaturwerte und die Bauteileigenschaften. Somit scheint die Schmelztemperatur nach der Belichtung der wesentlich wichtigere Kennwert bezüglich einer Korrelation der Ergebnisse mit den Bauteileigenschaften zu sein. Entsprechende Zusammenhänge sollen durch eine direkte Korrelati-

on von Temperaturkennwerten und Bauteileigenschaften in Kapitel 5.2.7 nachgewiesen werden.

5.2.6 Auswertung scanvektorlängenabhängiger Temperatureffekte

Bereits in den Auswertungen in Kapitel 5.1.2, 5.2.3 und 5.2.5 konnte ein starker Einfluss der Scanvektorlänge L_S auf die Bauteileigenschaften und die sich einstellenden Schmelztemperaturen beobachtet werden. Im Folgenden werden diese Effekte und ihre Bedeutung für die Prozessführung diskutiert. Die in Bild 5-27 exemplarisch für einen Energieeintrag von $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ dargestellten scanvektorlängenabhängigen Schmelztemperaturverläufe zeigen diese Einflüsse anschaulich. Mit zunehmender Scanvektorlänge sinkt die maximal erreichte Schmelztemperatur $T_{S,max}$ deutlich von ca. 325°C auf ca. 260°C ab, Bild 5-27a. Dies entspricht einer Differenz von 65 K. Gleichzeitig verfünffacht sich das Zeitintervall zum Aufheizen auf die maximale Temperatur von 20 ms auf über 100 ms, Bild 5-27b. Auf Basis dieser Unterschiede ist mit einem maßgeblichen Einfluss auf die Prozessführung zu rechnen.

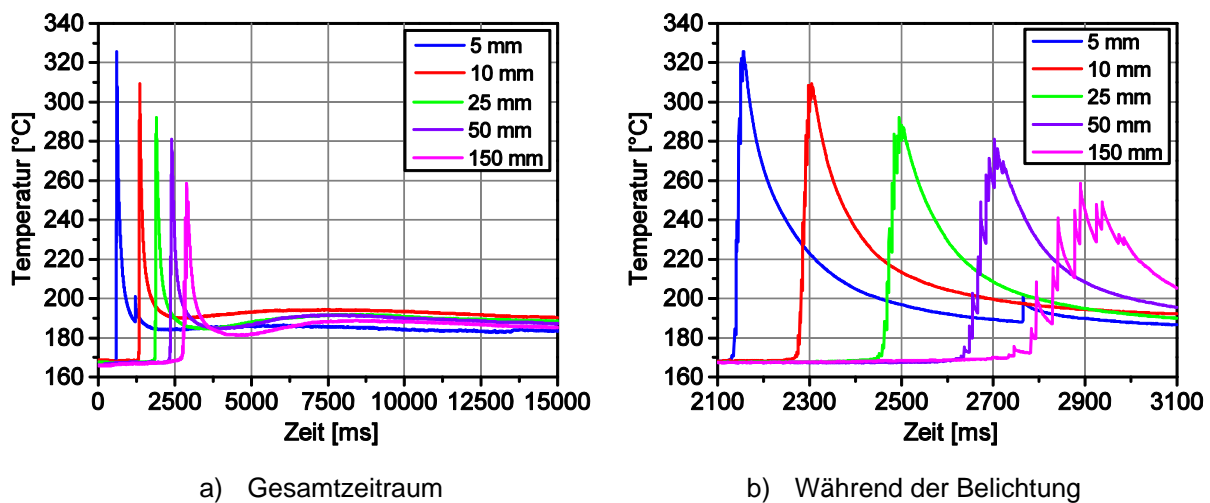
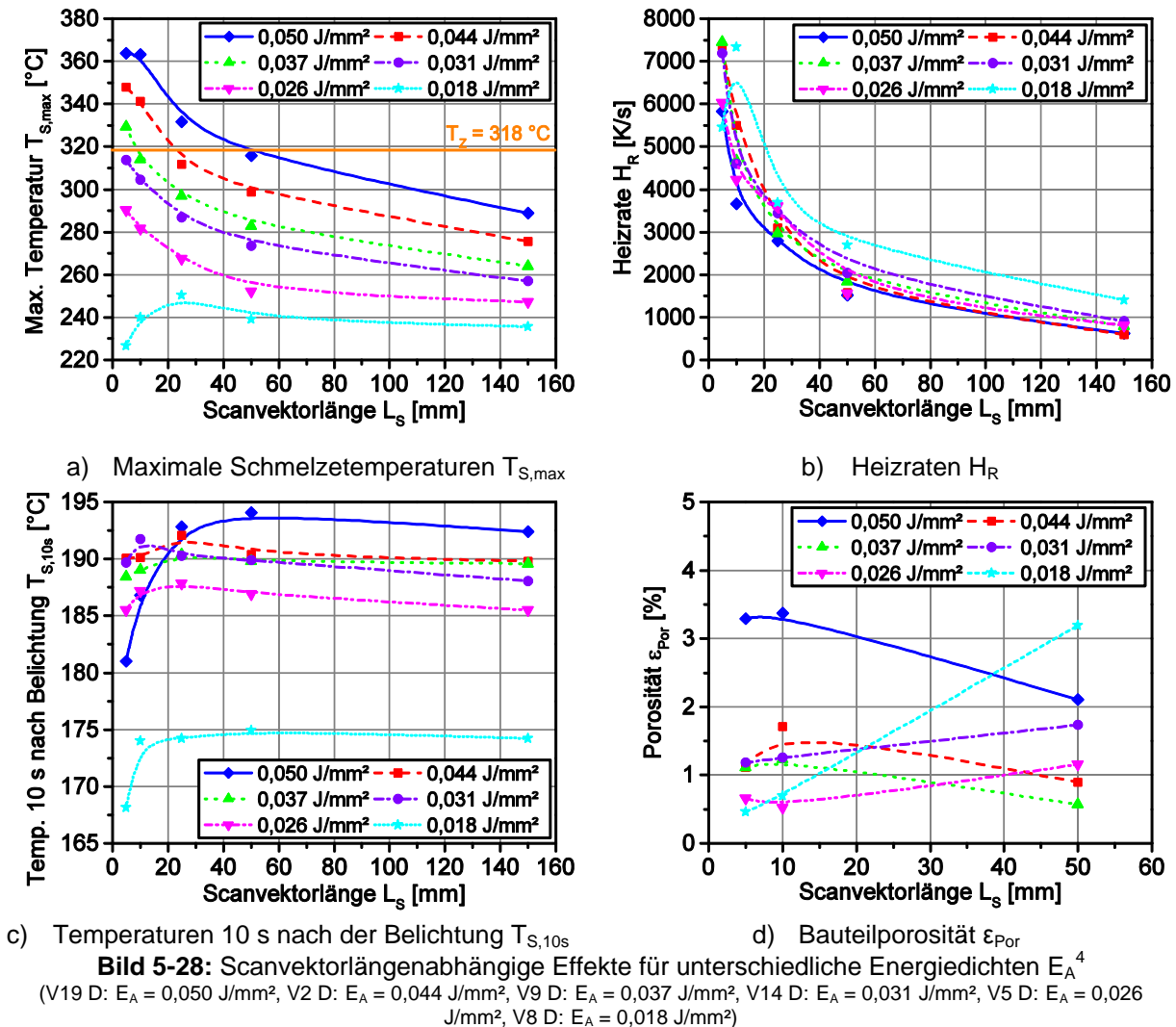


Bild 5-27: Schmelztemperaturverläufe als Funktion der Zeit für verschiedene Scanvektorlängen bei einem Flächenenergieeintrag von $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ (V9 D)

In Bild 5-28 sind für verschiedene Flächenenergiedichten die aus der Scanvektorlänge resultierenden Effekte dargestellt. Die maximale Schmelztemperatur steigt mit abnehmender Scanvektorlänge deutlich an. Die Temperatursteigerung ist hierbei umso stärker, je höher der Energieeintrag ist, Bild 5-28a. Beträgt der maximale Temperaturunterschied bei $E_A = 0,018 \text{ J/mm}^2$ lediglich 23 K, steigt dieser für $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ auf 65 K. Gleichzeitig wird bei hohen Energiedichten die Zersetzungsgrenze T_Z unterhalb bestimmter Scanvektorlängen überschritten. Für $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ ist dies bei $L_S < 50 \text{ mm}$ und für $E_A = 0,044 \text{ J/mm}^2$ bei $L_S < 25 \text{ mm}$ der Fall. Bei $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ ergeben sich nur bei $L_S = 5 \text{ mm}$ entsprechend Kapitel 5.2.1 erste Zersetzungseffekte. Anders als für $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ führt das Überschreiten von T_Z für Energiedichten von $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ und $0,044 \text{ J/mm}^2$ jedoch nicht zu einer Zunahme der Bauteilporosität, Bild 5-28d. Trotz der Bildung von für Zersetzungseffekte typischen runden Poren im Bauteilquerschnitt, wie durch die REM-Aufnahmen in Kapitel 5.1.2 sowie die Mikroskopieaufnahmen in Tabelle 9-10 belegt wird, steigt die Porosität nicht an. Für diese Energieeinträge gleicht die Dichtezunahme durch eine bessere Schichtverschmelzung also die entsprechenden Effekte aus. Erst für einen Energieeintrag von $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ überwiegt die Bildung von Zersetzungs-poren, wie der Porositätsanstieg für ϵ_{Por} um ca. 1,5 % bei einer Scanvektorlänge von 5 und 10 mm verdeutlicht, Bild 5-28d.

Werden die in Kapitel 5.2.5 ermittelten Heizraten in eine scanvektorlängenabhängige Darstellung übertragen, zeigt sich, dass sich ein nahezu exponentieller Verlauf einstellt,

Bild 5-28b. Die Heizraten steigen hierbei zu kurzen Scanvektoren hin stark an und nehmen Werte von bis zu $H_R = 7500$ K/s an. Dadurch ergeben sich extreme Heizratenunterschiede zwischen maximaler und minimaler Scanvektorlänge. Diese betragen bis zu 6500 K/s. Daher ist mit einer signifikanten Beeinflussung der Prozessführung sowie insbesondere der Wechselwirkung von Laser und Pulver zu rechnen.



Für die Temperatur 10 s nach der Belichtung $T_{S,10s}$ (Bild 5-28c) zeigt sich in Abhängigkeit der Scanvektorlänge ein anderes Verhalten. $T_{S,10s}$ steigt in den meisten Fällen mit abnehmender Scanvektorlänge leicht an, um für $L_s = 5$ mm wiederum abzufallen. Für Flächenenergiedichten zwischen $E_A = 0,031$ bis $0,044$ J/mm² stellt sich hierbei nahezu unabhängig von der Scanvektorlänge ein Temperaturniveau von $T_{S,10s} \approx 190$ °C ein. Der Temperaturabfall bei $L_s = 5$ mm insbesondere im Bereich niedriger bis mittlerer Energiedichten könnte durch die Querschnittsgröße selbst bedingt sein. Hier ergibt sich eine sehr kurze Belichtungszeit. Zusätzlich wird bei der Messung nur ein einziger Querschnitt in der Schicht belichtet. Somit könnten Anlaufeffekte des Lasers für das beobachtete Verhalten verantwortlich sein. Für die Messung wird der Startpunkt der Belichtung daher stets außerhalb des Kamerabereiches gewählt. Dennoch können gewisse Anlaufeffekte, bis der Laser seine volle Leistung erreicht hat, nicht vermieden werden. Dies gilt insbesondere für den Parametersatz V8 D. Für einen Energieeintrag von $E_A = 0,050$ J/mm² ergibt sich ein stark von den anderen Prozesseinstel-

⁴ Absinken der Temperaturkennwerte und Heizraten bei einem Energieeintrag von $0,018$ J/mm² insbesondere für eine Scanvektorlänge von 5 mm aufgrund von Anlaufeffekten des Lasers

lungen abweichendes Verhalten. Die Maximalwerte von $T_{S,10s}$ liegen in diesem Fall bei bis zu 194 °C. Gleichzeitig fallen die Schmelzetemperaturen für Scanvektorstärken unter $L_S = 25$ mm jedoch stark ab. Dies kann auf die in Kapitel 5.2.3 für kurze Scanvektoren beobachtete inhomogene Temperaturverteilung und die in Kapitel 5.2.5 beschriebenen Auswirkungen der Materialzersetzung zurückgeführt werden. Die zugehörige Porositätskurve (Bild 5-28d) verzeichnet für diesen Bereich von L_S einen starken Anstieg der Porosität ϵ_{Por} um 1,5 % auf über 3 %. Resultiert sämtliche Porosität aus Materialzersetzung, wie die Vielzahl großer runder Poren im Querschnitt nahelegt (vgl. Tabelle 9-10), deuten derart hohe Werte für ϵ_{Por} nach Bild 5-18 auf Maximaltemperaturen im Fokus von über 370 °C hin. Solch hohe Temperaturen wurden jedoch bei den Messungen nicht ermittelt. Dies kann durch zwei Einschränkungen des Messaufbaus erklärt werden. Zum einen wird bei ca. 363 °C die vom Detektor maximal auswertbare Strahlungsintensität für den verwendeten Spezialmessbereich von 175 bis 325 °C erreicht. Diesen Effekt veranschaulicht der fehlende Anstieg von $T_{S,max}$ für $E_A = 0,050$ J/mm² bei Abnahme der Scanvektorstärke von $L_S = 10$ mm auf 5 mm in Bild 5-28a. Zum anderen beträgt die Pixelgröße 0,147 mm, sodass über etwa 1/3 der Fokusfläche gemittelt wird. Dennoch stimmt der für Scanvektorstärken von 5 und 10 mm bei 0,050 J/mm² beobachtete zersetzungsbedingte Masseabfall von ca. 3 % bei einer gemessenen maximalen Schmelzetemperatur von 363 °C in guter Näherung mit dem in Kapitel 5.2.1 ermittelten Zersetzungsverhalten überein.

Aufgrund der Unterschiedlichkeit der Anlagen sowie der verwendeten Scangeschwindigkeiten können die für die Sinterstation ermittelten Zusammenhänge nicht auf die Bedingungen der Formiga übertragen werden. Wie die Ausführungen zur DTM Sinterstation 2500HS zeigen, ergibt sich jedoch eine signifikante Korrelation zwischen der Porosität und den Schmelzetemperaturen. In Bild 5-29 ist die Bauteilporosität ϵ_{Por} für die Formiga in Abhängigkeit der Scanvektorstärke L_S für unterschiedliche Energiedichten E_A aufgetragen. Der Vergleich mit der Sinterstation (Bild 5-28d) zeigt, dass für die Formiga auch bei geringeren Energiedichten von $E_A = 0,037$ J/mm² ein deutlicher Porositätsanstieg für eine Scanvektorstärke von $L_S = 5$ mm auftritt, vgl. Kapitel 5.1.2. ϵ_{Por} steigt hierbei auf ein Niveau, welches bei der Sinterstation nur für den höchsten Energieeintrag von $E_A = 0,050$ J/mm² erreicht wird. Gleichzeitig ergibt sich bei diesem Energieeintrag für die Formiga eine Porosität von bis zu $\epsilon_{Por} = 4,5$ %. Die bei der Formiga maximal auftretenden Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ scheinen also über dem Niveau der Sinterstation zu liegen. Zusätzlich könnte ein höherer Sauerstoffgehalt in der Anlage die verstärkte Zersetzung begünstigen, vgl. Kapitel 5.2.1. Zersetzung tritt für die Formiga besonders bei einer Scanvektorstärke von $L_S = 5$ mm auf. Eine mögliche Ursache liefert die Anlagensteuerung. EOS gibt an, dass bei ihren Anlagensystemen für sehr kurze Scanvektoren die Scangeschwindigkeiten reduziert werden, um Effekte bei der Beschleunigung der Scannerspiegel zu kompensieren. Hierdurch ergibt sich jedoch nach den Gesetzmäßigkeiten aus Kapitel 5.2.5 ein Anstieg der Schmelzetemperatur. Für die Formiga wird bei Nutzung einer Schichtdicke von $s = 0,1$ mm eine maximale Dichte ρ_B für $E_A = 0,0225$ J/mm² erreicht. Entsprechend den für die Sinterstation ermittelten Zusammenhängen stellen sich oberhalb dieser Energiedichte nach der Belichtung Temperaturen über dem Materialschmelzpunkt ein. Die Fortführung von Aufschmelzprozessen und folglich eine vollständige Verdichtung kann somit schon bei einem geringeren Energieeintrag erfolgen. Eine optimale Schichtanbindung wird für $E_A \geq 0,0325$ J/mm² erreicht. In diesem Fall kann sich ein homogener Schmelzefilm als Grundvoraussetzung für eine gute Verbindung der Schichten ausbilden. Gleichzeitig reduziert sich das obere Energielimit gegenüber der Sinterstation durch verstärkte Zersetzungseffekte auf $E_A \approx 0,037$ J/mm².

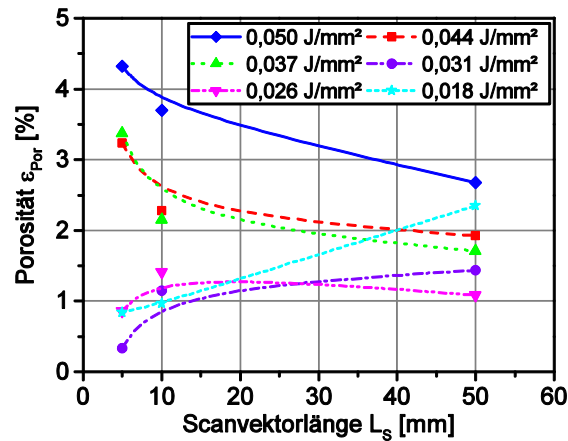


Bild 5-29: Scanvektorlängenabhängige Effekte auf die Bauteilporosität für unterschiedliche Energiedichten bei Nutzung der EOS Formiga P100

Insgesamt betrachtet, hat die Scanvektorlänge L_s einen großen Einfluss auf den Energieeintrag und die damit einhergehende Prozessführung. Die resultierenden Prozess Temperaturen hängen stets von L_s ab, was bei realen Bauteilen mit zum Teil stark variierenden Querschnitten zu einem sehr inhomogenen Energieeintrag führen kann. Somit kann in diesem Fall keine homogene Bauteilqualität realisiert werden. Derartige Effekte werden weder für das betrachtete Anlagensystem DTM Sinterstation 2500HS noch für ein anderes Laser-Sinter-System ausreichend berücksichtigt. Hieraus resultieren also stets scanvektorlängenabhängige Bauteileigenschaften. Nach Kapitel 5.1.2 beträgt der minimale Energieeintrag zur Erzielung optimaler Bauteileigenschaften bei $s = 0,1$ mm für die Formiga $E_A = 0,325$ J/mm³ bzw. für die Sinterstation $E_A = 0,35$ J/mm³. Die Ergebnisse zu den scanvektorabhängigen Schmelzetemperaturen zeigen jedoch, dass teilweise bereits für diese Energiedichten die definierte Zersetzungstemperatur von $T_Z = 318$ °C erreicht bzw. vor allem bei der Sinterstation überschritten wird. Zersetzungseffekte gilt es jedoch bei der Herstellung von Bauteilen mit optimalen Bauteileigenschaften zu vermeiden. Daher muss bei der zukünftigen Weiterentwicklung der Anlagensoftware eine Anpassung der Prozessparameter für kurze Scanvektoren vorgesehen werden, um bei gleichem Energieeintrag die maximalen Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ unter die Zersetzungsgrenze zu senken.

5.2.7 Korrelation von Schmelzetemperaturen und Bauteilkennwerten

Die Auswertungen in den vorangegangenen Kapiteln zeigen, dass signifikante Temperatureffekte mit den Zusammenhängen für die Bauteileigenschaften aus Kapitel 5.1 korreliert werden können. Somit müssen sich aus den Kennwerten und den gemessenen Temperaturen auch direkte Korrelationen ableiten lassen, was im Folgenden überprüft werden soll.

Wird die Bauteilporosität ϵ_{Por} als Funktion der maximalen Schmelzetemperatur $T_{S,max}$ aufgetragen (Bild 5-30) zeigt sich, dass für $T_{S,max} > 310$ °C ein Anstieg von ϵ_{Por} zu verzeichnen ist. Mit zunehmender Temperatur verstärkt sich dieser Effekt und führt insbesondere für $T_{S,max} > 340$ °C zu einem deutlichen Anstieg der Porosität auf $\epsilon_{Por} = 2$ bis 3,5 %. Aber auch für niedrige Maximaltemperaturen von unter $T_{S,max} = 255$ °C ergibt sich in Kombination mit langen Scanvektorlängen L_s ein Anstieg von ϵ_{Por} . Auf dieser Basis lässt sich eine Temperaturspanne für $T_{S,max}$ festlegen, innerhalb dessen Bauteilporositäten unter $\epsilon_{Por} = 1,5$ % erzielt werden können. $T_{S,max}$ sollte idealerweise im Bereich zwischen 255 °C und 310 °C liegen. Es besteht somit ein signifikanter Zusammenhang von maximaler Schmelzetemperatur und Bauteilporosität. Gleichzeitig zeigt sich, dass auch außerhalb des Temperaturfensters für einzelne Versuchspunkte niedrige Werte für ϵ_{Por} erreicht werden können.

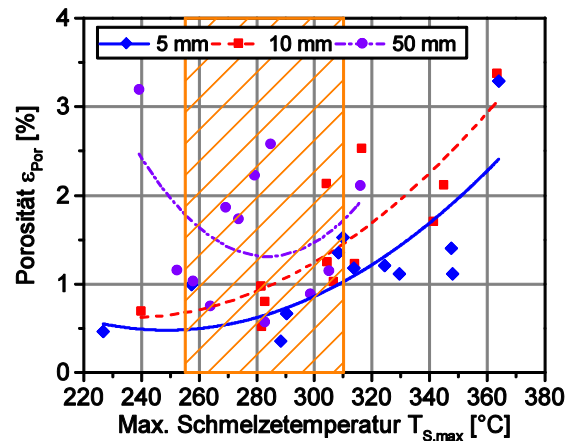
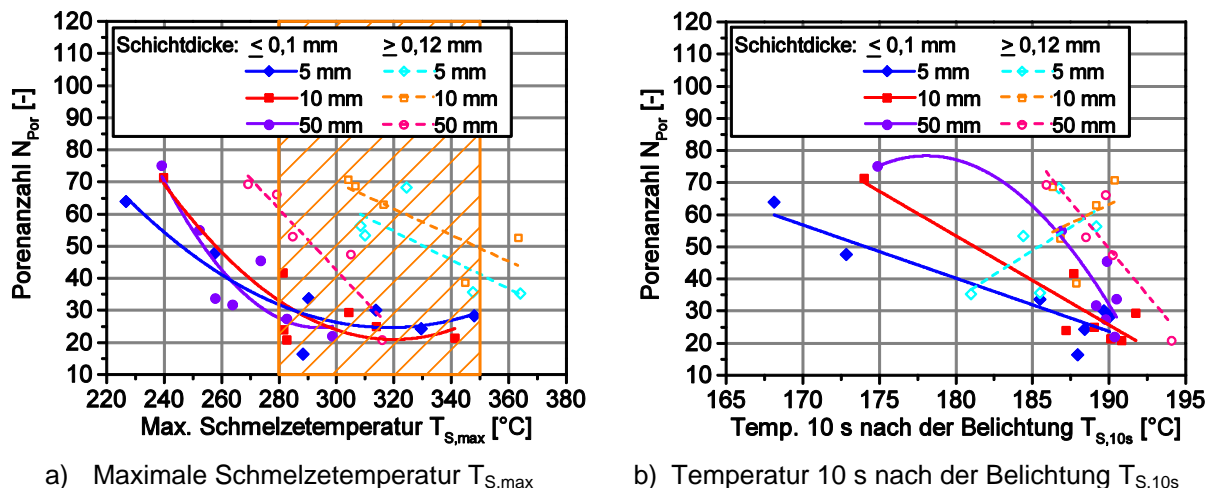


Bild 5-30: Bauteilporosität ε_{Por} als Funktion der maximalen Schmelzetemperatur $T_{\text{S,max}}$ für unterschiedliche Scanvektorklängen L_{S}

Neben dem Porenanteil korreliert auch die Porenanzahl N_{Por} mit den Schmelzetemperaturen, Bild 5-31. Im Gegensatz zur Porosität kann zusätzlich ein geeigneter Zusammenhang zur Schmelzetemperatur nach der Belichtung $T_{\text{S},10\text{s}}$ aufgestellt werden. Wie für die Betrachtungen in Kapitel 5.1.2, besteht auch hier eine starke Abhängigkeit von der Schichtdicke s , Bild 5-31a. So reduziert sich für kleine Schichtstärken ($s \leq 0,10$ mm) N_{Por} in den ausgewerteten Querschnitten auf Werte von etwa 20 bis 30, sofern $T_{\text{S,max}}$ mindestens 280 °C beträgt bzw. 350 °C nicht überschreitet. Hierbei ergibt sich ein quadratischer Zusammenhang zwischen Schmelzetemperatur und Porenanzahl. Gegenüber der minimalen Porosität erhöht sich die untere Grenze um ca. 25 K, sodass zur Reduzierung der inneren Fehlstellen im Bauteil und somit zur Steigerung der Bruchdehnung ε_{B} (vgl. Kapitel 5.1.2) ein höherer Energieeintrag notwendig ist. Gleichzeitig ergibt sich für höhere Temperaturen keine weitere Veränderung der Porenanzahl. Da jedoch zunehmende Zersetzungseffekte einen Anstieg der Porosität ε_{Por} bewirken (Bild 5-30), verschiebt sich die obere Grenze in diesem Fall nicht. Die Ergebnisse zeigen, dass selbst bei hohen Temperaturen für $T_{\text{S,max}}$ keine Zunahme der inneren Fehlstellen erfolgt. Da die Bruchdehnung ε_{B} maßgeblich durch deren Anzahl beeinflusst wird (vgl. Kapitel 5.1.2), ergibt sich selbst für Temperaturen im Bereich der Zersetzung ($T_{\text{S,max}} > T_{\text{Z}}$) kein signifikanter Abfall des Kennwertes. Darüber hinaus besteht insbesondere für niedrige Schichtdicken ($s \leq 0,1$ mm) ein Zusammenhang zwischen N_{Por} und der Schmelzetemperatur nach der Belichtung $T_{\text{S},10\text{s}}$. Die Porenanzahl reduziert sich hierbei mit zunehmender Schmelzetemperatur. Vor allem für Temperaturen über dem Materialschmelzpunkt von $T_{\text{S},10\text{s}} = 188$ bis 192 °C ergeben sich geringe Werte für N_{Por} , Bild 5-31b.



a) Maximale Schmelzetemperatur $T_{\text{S,max}}$

b) Temperatur 10 s nach der Belichtung $T_{\text{S},10\text{s}}$

Bild 5-31: Scanvektorklängenabhängiger Verlauf der Porenanzahl N_{Por} als Funktion der Schmelzetemperaturen für unterschiedliche Schichtdickenbereiche

Im Gegensatz dazu können für Schichtstärken über 0,12 mm insbesondere für kurze Scanvektoren L_S kaum geringe Porenanzahlen N_{Por} erzielt werden, Bild 5-31. Wie die Ergebnisse zeigen, sind hierzu sehr hohe Schmelzetemperaturen von über $T_{S,max} = 350\text{ °C}$ notwendig. Diese führen jedoch zu einem starken Anstieg der Bauteilporosität ε_{Por} durch Zersetzungseffekte (vgl. Bild 5-30). Gleichzeitig bewirken derart hohe Temperaturen ein Absinken der Schmelzetemperaturen nach der Belichtung $T_{S,10s}$ (vgl. Kapitel 5.2.5). Auch Bild 5-31b dokumentiert diesen Zusammenhang. Für $L_S = 5$ bzw. 10 mm werden die niedrigsten Porenanzahlen N_{Por} für Schmelzetemperaturen von nur $T_{S,10s} = 180$ bis 187 °C erreicht. Der generell für kleine Schichtdicken ($s \leq 0,1\text{ mm}$) und im Falle $s \geq 0,12\text{ mm}$ für $L_S = 50\text{ mm}$ beobachtete Zusammenhang von zu höheren Temperaturen abnehmenden Porenanzahlen dreht sich hier aufgrund der Zersetzungseffekte gerade um.

Für die Bauteildichte ρ_B lassen sich ebenfalls Korrelationen zu den Schmelzetemperaturen aufstellen. Wiederum zeigt sich eine starke Abhängigkeit der Zusammenhänge von der Schichtstärke s , vgl. Bild 5-32. Für $s \leq 0,1\text{ mm}$ ergeben sich Dichtewerte zwischen $\rho_B = 0,87$ bis $1,00\text{ g/cm}^3$. Im Gegensatz dazu stellen sich für größere Schichtdicken ($s \geq 0,12\text{ mm}$) mit Werten zwischen $\rho_B = 0,68$ und $0,98\text{ g/cm}^3$ insgesamt niedrigere Dichten sowie gleichzeitig eine größere Wertespanne ein. Zudem bestätigt sich, dass für kürzere Scanvektorlängen – bedingt durch die geringe Bauteilgröße – niedrigere Werte erzielt werden, vgl. Kapitel 4.2.1 und 5.1.2. Gleichzeitig verschiebt sich das Erreichen maximaler Dichtewerte mit abnehmender L_S hin zu höheren Schmelzetemperaturen. Bei kleinen Schichtdicken ($s \leq 0,10\text{ mm}$) stellen sich für lange Scanvektoren von $L_S = 50\text{ mm}$ hohe Bauteildichten über $\rho_B = 0,97\text{ g/cm}^3$ in Übereinstimmung mit den Beobachtungen zur Bauteilporosität (vgl. Bild 5-30) bei maximalen Schmelzetemperaturen von mindestens $T_{S,max} = 255\text{ °C}$ ein, vgl. Bild 5-32a. Für kürzere Scanvektoren beträgt diese Mindesttemperatur bei $L_S = 10\text{ mm}$ $T_{S,max} = 280\text{ °C}$ und bei $L_S = 5\text{ mm}$ sogar $T_{S,max} = 290\text{ °C}$. Gleichzeitig fallen bei den kurzen Scanvektoren die Dichtewerte oberhalb von $T_{S,max} \approx 330\text{ °C}$ leicht ab. Im Falle $s \geq 0,12\text{ mm}$ werden nur für eine Scanvektorlänge von $L_S = 50\text{ mm}$ hohe Dichten von $\rho_B = 0,97\text{ g/cm}^3$ erreicht. Hierzu muss die maximale Schmelzetemperatur jedoch bei mindestens $T_{S,max} = 300\text{ °C}$ liegen. Für $L_S = 5$ und 10 mm lassen sich hier – aufgrund der zunehmenden Zersetzung (vgl. Bild 5-30) – selbst für noch höhere Temperaturen keine gleichwertigen Dichtewerte erzielen. Optimale Werte für ρ_B können daher nur für kleine Schichtstärken erreicht werden.

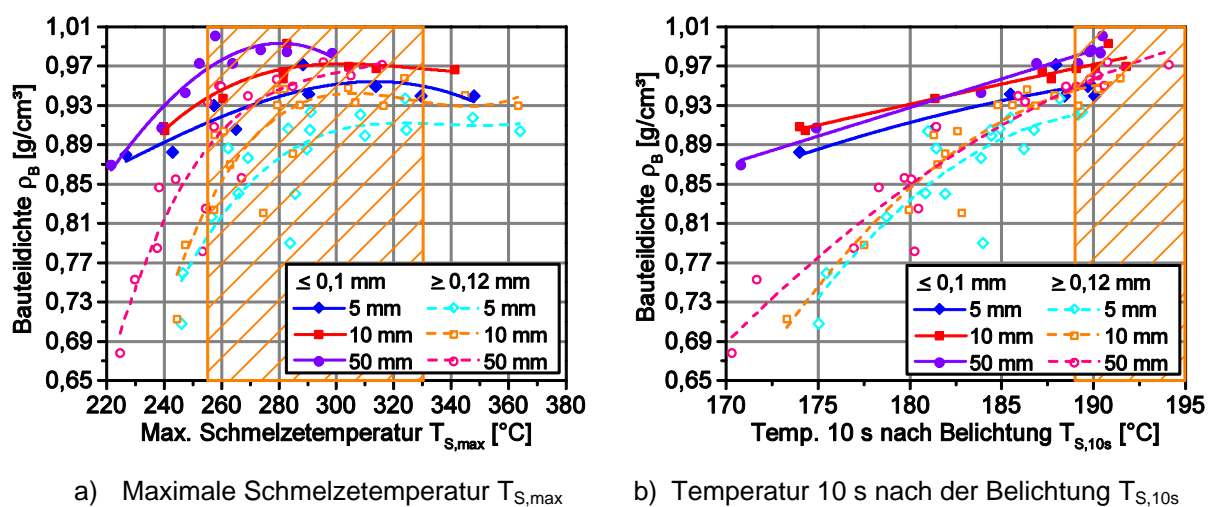


Bild 5-32: Scanvektorlängenabhängiger Verlauf der Bauteildichte ρ_B als Funktion der Schmelzetemperatur für unterschiedliche Schichtdickenbereiche

Nach Kapitel 5.2.3 bis 5.2.5 ergibt eine starke Korrelation zwischen der Schmelzetemperatur nach der Belichtung $T_{S,10s}$ und dem Auftreten maximaler Bauteildichten ρ_B . In Bild 5-32b sind

die entsprechenden Zusammenhänge für kleine ($s \leq 0,1$ mm) und große Schichtstärken ($s \geq 0,12$ mm) in Abhängigkeit der Scanvektorstärke L_S dargestellt. Die angepassten Fitkurven zeigen, dass unabhängig von der Schichtdicke mit zunehmender Schmelzetemperatur $T_{S,10s}$ auch die Bauteildichte ρ_B zunimmt, Bild 5-32b. So stellen sich für $s \leq 0,1$ mm als maximal definierte Dichten von über $\rho_B = 0,97$ g/cm³ (vgl. Kapitel 5.1.2) im Fall $L_S = 50$ mm bei $T_{S,10s} = 187,5$ °C und $L_S = 10$ mm bei $T_{S,10s} = 189$ °C ein. Dagegen ergibt sich für eine Scanvektorstärke von $L_S = 5$ mm lediglich ein Maximalwert von $\rho_B = 0,95$ g/cm³. Dieser wird für Temperaturen von $T_{S,10s} \geq 189$ °C erreicht, Bild 5-32b. Insgesamt betrachtet, muss die Schmelzetemperatur nach der Belichtung zur Erreichung maximaler Bauteildichten über dem Materialschmelzpunkt bei mindestens $T_{S,10s} = 189$ °C liegen.

Erfolgt ein Prozess mit höheren Schichtdicken ($s \geq 0,12$ mm) zeigt sich, dass ein Dichtenniveau von $\rho_B = 0,97$ g/cm³ nur für lange Scanvektoren ($L_S = 50$ mm) erreicht wird. Um diesen Wert zu erreichen, muss die Schmelzetemperatur bei mindestens $T_{S,10s} = 192$ °C und damit im Gegensatz zu kleinen Schichtdicken ca. 4 K höher liegen. Mangels Versuchspunkte, welche bei hohen Schichtdicken zu höheren Schmelzetemperaturen führen, wird für alle kürzeren Scanvektorstärken diese Schwelle nicht erreicht. Die Ergebnisse aus Kapitel 5.2.3 und 5.2.5 legen jedoch nahe, dass das Auftreten von Zersetzungseffekten eine weitere Erhöhung von $T_{S,10s}$ zur Erzielung einer besseren Schichtaufschmelzung verhindert. Somit kann für die betrachtete Sinterstation bei Nutzung hoher Schichtdicken keine optimale Prozessführung erzielt werden.

Neben der Korrelation zwischen Temperaturwerten und Bauteilporosität bzw. -dichte können des Weiteren Zusammenhänge zwischen den Schmelzetemperaturen und den mechanischen Eigenschaften abgeleitet werden. Nachdem die Zugstäbe jedoch mit alternierender Kreuzbelichtung (Kapitel 5.1) hergestellt wurden, können die gemessenen Temperaturen nicht direkt übertragen werden. Die Mittelung der für die einzelnen untersuchten Scanvektorstärken gemessenen Temperaturen erlaubt es jedoch, einen Temperaturkennwert für die Kreuzbelichtung abzuschätzen. Dieser kann dann entsprechend zur Ableitung von Zusammenhängen genutzt werden. Hierzu werden zum einen für die z-Zugstäbe die für Scanvektorstärken von $L_S = 5$ und 10 mm gemessenen Schmelzetemperaturen und zum anderen für die x-Zugstäbe die Werte für Scanvektorstärken von $L_S = 10$ und 150 mm zu jeweils einem gemittelten Wert zusammengefasst. Dabei werden die Daten für 5 mm als Annäherung der Temperaturen für die Zugstabdicke von 4 mm angewendet.

Die Auswertung der Daten zeigt signifikante Zusammenhänge insbesondere zwischen den Bauteilkennwerten und der Schmelzetemperatur nach der Belichtung $T_{S,10s}$, vgl. Bild 5-33 und Bild 5-34. Für alle Orientierungen und Schichtdickenbereiche stellen sich hierbei optimale Eigenschaften für $T_{S,10s} = 189$ bis 192 °C ein. Dabei steigen die Kennwerte mit zunehmender Schmelzetemperatur. Der Verlauf und der Maximalwert hängen hierbei jedoch stark von der Orientierung und der Schichtdicke ab. Für das E-Modul E_t und die Zugfestigkeit σ_M bildet sich für die Orientierung x0 und kleine Schichtdicken ($s \leq 0,1$ mm) bereits für Temperaturen über dem Materialschmelzpunkt ($T_M = 186$ °C) ein Bereich maximaler Werte aus. Bei den gleichen Schichtdicken zeigt sich dagegen für die Orientierung z90 ein nahezu linearer (Bild 5-33a) bzw. leicht quadratischer (Bild 5-33b) Verlauf der Kennwerte ohne Plateaubildung. Maximale Werte auf dem Niveau der Bauebene stellen sich hier erst oberhalb von $T_{S,10s} = 189$ °C ein. Für $s \geq 0,12$ mm findet sich ein ähnliches Verhalten auch für die Kennwerte in x-Richtung. Für die Orientierung z90 ergibt sich hier sogar eine noch stärkere Anhängigkeit von $T_{S,10s}$. Erst für Temperaturen über 184 °C ergeben sich überhaupt höhere E-Modul- und Festigkeitswerte. Auch diese steigen für Schmelzetemperaturen über $T_{S,10s} = 189$ °C auf maximale Kennwerte an, ohne jedoch das Niveau der Bauebene oder die Werte für kleine Schichtstärken zu erreichen. Dieses Verhalten ist für die Zugfestigkeit $\sigma_{M,z90}$ besonders ausgeprägt, vgl. Bild 5-33b. Zudem zeigen sich in beiden Diagrammen

(Bild 5-33a und b) einzelne Punkte für die Orientierung z90 und Schichtdicken über 0,12 mm, für welche trotz niedrigerer Werte für $T_{S,10s}$ hohe Kennwerte im Bereich der Maximalwerte erreicht werden. Diese bilden sich, wenn die Temperatur im belichteten Querschnitt aufgrund von Zersetzungseffekten absinkt (vgl. Kapitel 5.2.3 und 5.2.5).

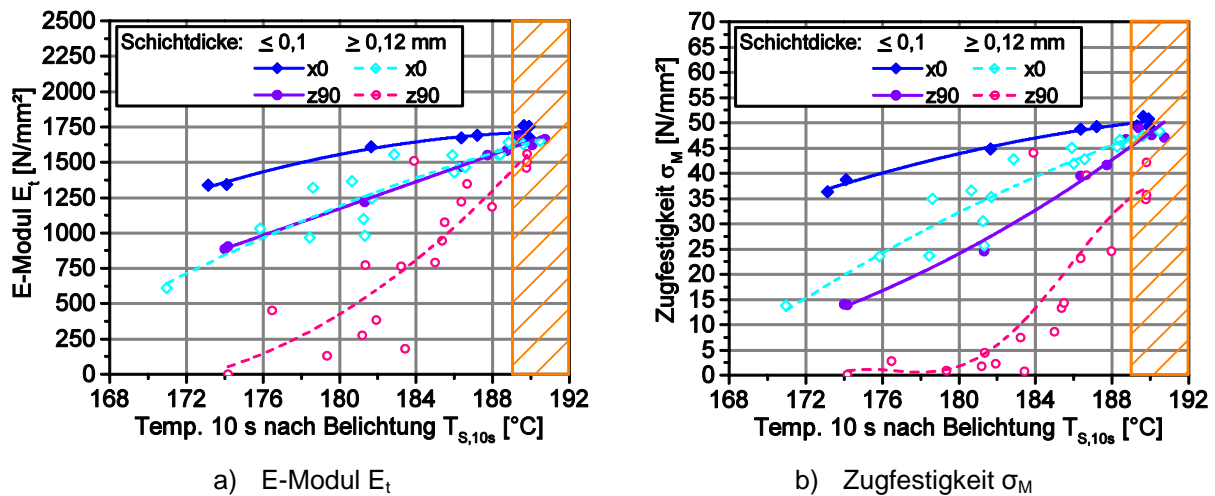


Bild 5-33: Verlauf der mechanischen Eigenschaften als Funktion der Schmelzetemperaturen nach der Belichtung $T_{S,10s}$ für unterschiedliche Schichtdickenbereiche und Orientierungen

Für die Bruchdehnung verändern sich die Effekte nochmals, Bild 5-34. Kein Verlauf weist einen Plateaubereich mit maximalen Werten auf. In den meisten Fällen kann der Zusammenhang von ϵ_B und $T_{S,10s}$ durch eine quadratische Funktion beschrieben werden, welche mit der Temperatur ansteigt. Maximale Bruchdehnungen ϵ_B werden jeweils für $T_{S,10s} \geq 189$ °C erzielt. Dabei ergeben sich für kleine Schichtstärken ($s \leq 0,1$ mm) stets höhere Kennwerte. Gleichzeitig zeigt sich, dass in Aufbaurichtung im Fall $s \geq 0,12$ mm selbst oberhalb von $T_{S,10s} = 189$ °C keine Bruchdehnungen über $\epsilon_{B,z90} = 5$ % erreicht werden. Allerdings finden sich abweichend von der Fitkurve zwei einzelne Versuchspunkte bei niedrigeren Schmelzetemperaturen mit höheren Bruchdehnungen. Diese können wiederum auf die beobachteten Zersetzungseffekte bei den höchsten betrachteten Energieeinträgen zurückgeführt werden. Die Ergebnisse verdeutlichen somit, dass die Schmelzetemperatur nach der Belichtung zur Einstellung optimaler Bauteileigenschaften mit maximalen mechanischen Kennwerten, höchsten Dichten, einer optimalen Mikrostruktur und geringer Porosität auf einem Niveau oberhalb des Schmelzpunktes in einer Spanne von $T_{S,10s} \approx 189$ bis 192 °C verbleiben muss. Für eine Schichtdicke von $s = 0,1$ mm resultiert hierbei die definierte Mindesttemperatur entsprechend Kapitel 5.2.5 aus einem Energieeintrag von $E_A = 0,035$ J/mm².

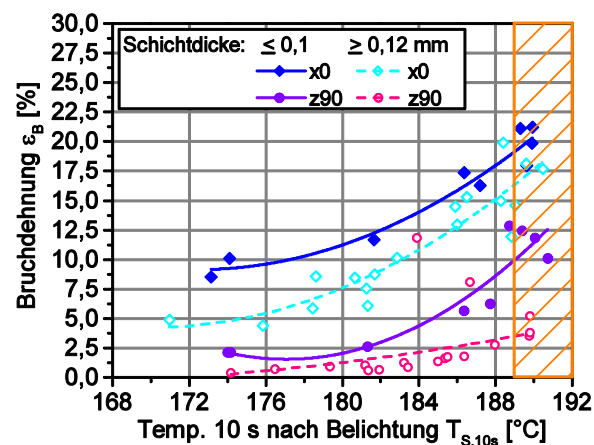


Bild 5-34: Verlauf der Bruchdehnung ϵ_B als Funktion der Schmelzetemperaturen nach der Belichtung $T_{S,10s}$ für unterschiedliche Schichtdickenbereiche und Orientierungen

Darüber hinaus kann ebenfalls ein Zusammenhang zwischen den mechanischen Kennwerten und der maximal beim Belichten auftretenden Schmelzetemperatur $T_{S,max}$ aufgestellt werden, Bild 5-35. Die Grenzen optimaler Schmelzetemperaturen werden hierbei nach unten durch das Erreichen maximaler Kennwerte für Zugstäbe in der Bauebene sowie nach oben durch erste Anzeichen für das Absinken der Kennwerte durch Zersetzungseffekte gebildet. Nachdem sich nur für kleine Schichtdicken optimale Kennwerte ohne übermäßige Zersetzungerscheinungen einstellen, beziehen sich die in Bild 5-35 dargestellten Temperaturgrenzen (orangefarben markierte Bereiche) auf Schichtstärken $s \leq 0,1$ mm. Maximale Zugfestigkeiten $\sigma_{M,x0}$ stellen sich für die Orientierung x0 bereits für $T_{S,max} \geq 260$ °C ein (Bild 5-35a). Dagegen werden Bruchdehnungen über $\varepsilon_{B,x0} = 20$ % erst für maximale Schmelzetemperaturen von $T_{S,max} \geq 280$ °C erreicht (Bild 5-35b). $T_{S,max}$ sollte demnach zur Erzielung einer optimalen Prozessführung für Zugstäbe in x-Richtung bei mindestens 280 °C liegen. Dies korreliert mit dem Erreichen einer möglichst geringen Porenanzahl N_{Por} (vgl. Bild 5-31). In Aufbaurichtung ergeben sich maximale Kennwerte für $T_{S,max} \approx 300$ bis 310 °C. Oberhalb von $T_{S,max} = 330$ °C ist insbesondere für die Bruchdehnung $\varepsilon_{B,z90}$ ein leichter Abfall der Werte zu verzeichnen, Bild 5-35b. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass die zunehmende Bauteilporosität für $T_{S,max} > 310$ °C (vgl. Bild 5-30) noch bis zu Temperaturen von 330 °C keine Auswirkungen auf die mechanischen Kennwerte in Aufbaurichtung hat. Dagegen zeigen die Verläufe für Schichtstärken $s \geq 0,12$ mm, dass nur für die höchsten gemessenen Schmelzetemperaturen weit über der in Kapitel 5.2.1 definierten Zersetzungsgrenze ($T_{S,max} \gg T_Z$) gute Eigenschaften in Aufbaurichtung erzielt werden, Bild 5-35. Auf dieser Basis kann ein optimaler Temperaturbereich für $T_{S,max}$ definiert werden, welcher zwischen 280 und 330 °C liegt. Gleichzeitig sollte die Schichtdicke maximal 0,1 mm betragen. Die bei festgelegten Parametereinstellungen in Abhängigkeit der Scanvekturlänge variierenden maximalen Schmelzetemperaturen sollten sich demnach zur Erzielung einer optimalen Prozessführung innerhalb des definierten Intervalls bewegen.

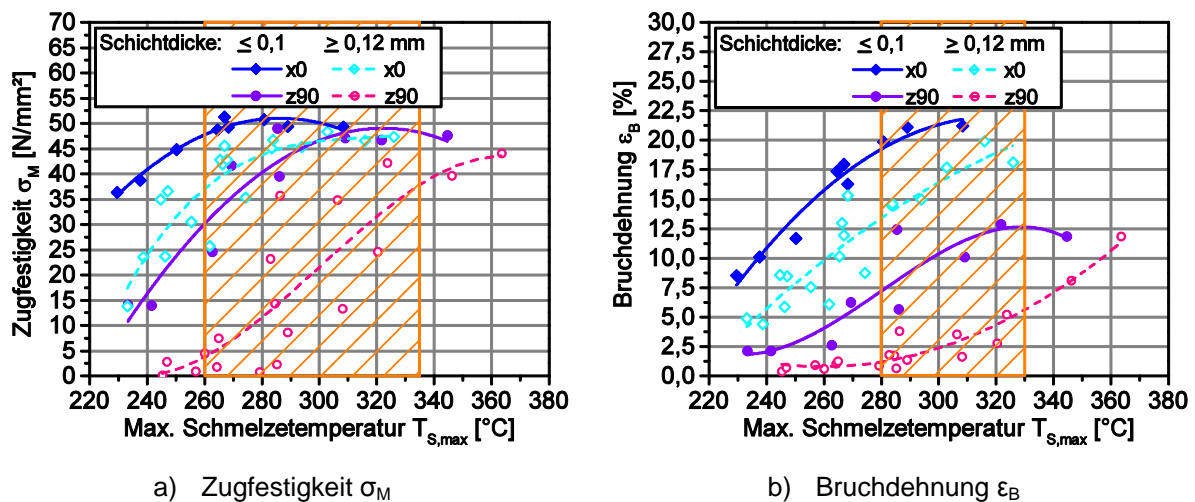


Bild 5-35: Verläufe der mechanischen Eigenschaften als Funktion der maximalen Schmelzetemperaturen während der Belichtung $T_{S,max}$ für unterschiedliche Schichtdickenbereiche und Orientierungen

Gleichzeitig verdeutlichen auch diese Ergebnisse die Problematik einer scanvekturlängenabhängigen Energieeinbringung. Zukünftige Prozessoptimierungen sollten einen homogenen Energieeintrag unabhängig von der Länge des Scanvektors L_S ermöglichen. Die Zusammenhänge aus Bild 5-35 belegen, dass die maximale Schmelzetemperatur in diesem Fall bei $T_{S,max} \approx 300$ bis 310 °C liegen sollte, um optimale Bauteileigenschaften zu erreichen.

5.2.8 Auswirkungen der Schmelzetemperaturen auf die Prozessführung beim Laser-Sintern und Aufstellen von Anforderungen an eine robuste Prozessführung

Die in Kapitel 5.2 ermittelten Ergebnisse lassen sich zu verschiedenen grundlegenden Erkenntnissen über die Prozessführung beim Laser-Sintern zusammenfassen. Auf Basis der umfangreichen Thermografiemessungen sind erstmals Aussagen über die sich einstellenden Temperaturverläufe während des Prozesses möglich. Mit diesem erweiterten Prozessverständnis ist zukünftig der Aufbau von wesentlich genaueren Simulationsmodellen möglich, da erstmals ein Abgleich zwischen berechneten und realen Temperaturwerten erfolgen kann. Folgende wesentliche und grundlegende Erkenntnisse können abgeleitet werden:

1. Materialzersetzungseffekte werden beim Laser-Sintern im Wesentlichen durch die Prozessatmosphäre sowie die erreichten maximalen Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ bestimmt. Mit zunehmendem Sauerstoffanteil in der angestrebten Stickstoffatmosphäre verschiebt sich die Zersetzungsgrenze hin zu niedrigeren Temperaturen. Dadurch kann es zu einer verstärkten Materialzersetzung im Prozess kommen. Für eine robuste Prozessführung sind daher möglichst gut abgedichtete Anlagensysteme zur Erzielung eines möglichst geringen Restsauerstoffgehaltes in der Anlage von unter 0,5 % erforderlich. Gleichzeitig sollte der Sauerstoffgehalt in Bauraumnähe überwacht werden.

Die maximal auftretenden Schmelzetemperaturen und damit der Grad der Materialschädigung bestimmen die Prozessergebnisse. Bei PA 12 kann für Schmelzetemperaturen von über $T_{S,max} = 310\text{ °C}$ ein zunehmender Einfluss von Zersetzungseffekten im Material durch eine Zunahme der Bauteilporosität nachgewiesen werden. Dagegen zeigen sich Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften sowie die Bauteildichte erst bei Temperaturen über $T_{S,max} = 330\text{ °C}$. Über $T_{S,max} = 340\text{ °C}$ bzw. für Energiedichten von über $E_A = 0,044\text{ J/mm}^2$ treten Zersetzungseffekte verstärkt in Form einer deutlichen Porositätszunahme in Erscheinung. Die sich einstellenden maximalen Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ werden hierbei insbesondere durch die Prozessparameter Laserleistung P , Hatchabstand h und Scangeschwindigkeit v beeinflusst. Gleichzeitig steigt die Schmelzetemperatur mit abnehmender Scanvektorlänge L_S stark an. Um diesen Effekt zu reduzieren und die Energieeinbringung zu homogenisieren, sollten zukünftige Anlagensteuerungssoftwares eine scanvektorlängenabhängige Anpassung der Parameter ermöglichen. Nur hierdurch können einerseits Materialzersetzungseffekte vermieden und andererseits homogene Bauteileigenschaften eingestellt werden.

2. Die Theorie des isothermen Laser-Sinterns stellt eine Mindestforderung für einen Laser-Sinter-Prozess mit einer Prozessführung ohne Prozessabbrüche durch Curling dar. Diese Anforderung ist bei PA 12 mit seiner niedrigen Kristallisationsneigung ausreichend. Zur Erzielung einer robusten Prozessführung mit höchsten Bauteildichten ($\rho_B \geq 0,97\text{ g/cm}^3$) zeigt sich jedoch, dass sich nach der Belichtung im Schmelzefilm eine Temperatur oberhalb des Materialschmelzpunktes T_M einstellen muss, welche die Fortführung der Aufschmelzprozesse im Querschnitt erlaubt. Nur hierdurch wird ein vollständiges Aufschmelzen großer Partikel sowie hochkristalliner Partikelkerne möglich. Bei der Verarbeitung von PA 12 ergibt sich diese Form der Prozessführung anlagenabhängig für Energiedichten über $E_A = 0,225$ bis $0,25\text{ J/mm}^3$ sowie Schichtdicken $s \leq 0,1\text{ mm}$. Eine optimale Schichtanbindung und duktile mechanische Eigenschaften in Aufbaurichtung ($\epsilon_{B,z90} > \epsilon_Y$) stellen sich allerdings erst für $T_{S,10s} \geq 189\text{ °C}$ bzw. einen Energieeintrag von mindestens $E_A = 0,31\text{ J/mm}^3$ ein. Nur in diesem Fall bildet sich ein Schmelzefilm mit homogener Temperaturverteilung ($\sigma_{S,N} < 1\text{ K}$) aus.

Die Untersuchungen zeigen, dass zur Erreichung dieses Effektes die Schmelze über breite Wellenlängenbereiche eine höhere Absorption aufweisen muss als das Pulver, vgl. Kapitel 5.2.2. Erst hierdurch kann sich im Zeitraum zwischen abgeschlossenem La-

ser-Energieeintrag (Endset-Punkt der Abkühlkurve nach dem Laser-Eintrag erreicht) und Schichtauftrag ein stabiles Schmelzetemperaturniveau für $T_{S,N}$ oberhalb des Materialschmelzpunktes T_M einstellen. Basierend auf den beschriebenen Effekten lässt sich eine erweiterte Prozesstheorie für das Laser-Sintern ableiten, auf deren Basis eine robuste Prozessführung möglich wird. Diese wird im Folgenden als **Theorie über die Fortführung von Aufschmelzvorgängen** bezeichnet. Gegenüber dem in Kapitel 2 Beschriebenen lassen sich vier grundsätzliche Anforderungen zur Einstellung eines robusten Laser-Sinter-Prozesses ableiten:

- Die Schmelze kann während des Prozesses stärker durch den Heizstrahler erwärmt werden als das Pulver.
- Es kann nach der Belichtung eine Schmelzetemperatur oberhalb des Materialschmelzpunktes eingestellt werden. Die Temperatur verbleibt bis zum Pulverauftrag auf diesem Niveau.
- Es kann sich eine homogene Temperaturverteilung in der Schmelze ausbilden.
- Nach dem Pulverauftrag wird der neu aufgetragenen „kalten“ Schicht zusätzlich Wärme von unten zugeführt. Durch das Anschmelzen der untersten Schichtbereiche durch die zuvor belichtete Schicht verbessert sich die Schichtanbindung.

Durch diese neuen Anforderungen ist nicht mehr die Größe des Sinterfensters zwischen Aufschmelzen (T_M) und Kristallisieren (T_C) (Kapitel 2.2.2) allein das entscheidende Kriterium für die Verarbeitbarkeit eines Materials, sondern zusätzlich die Fähigkeit nach dem Belichten bis zum Pulverauftrag konstant Temperaturen oberhalb der Materialschmelztemperatur einzunehmen. Eine entsprechende Temperatur kann im Prozess bei geeignetem Absorptionsverhalten des Materials durch die Prozessparameter eingestellt werden. Entscheidend für die Verarbeitbarkeit eines Materials ist folglich, dass die Kristallisation nicht unmittelbar durch das Abkühlen der Schmelze beim Pulverauftrag oder beim anschließenden schichtweisen Abkühlen einsetzt. Auf Basis der aufgestellten Theorie könnten also auch Kunststoffe ohne ausgeprägtes Sinterfenster im Laser-Sinter-Prozess verarbeitet werden, sofern die Schmelze ausreichend lange oberhalb der isothermen Kristallisationsstarttemperatur verbleibt bzw. die Kristallisation nur sehr langsam abläuft.

3. Die ermittelten Ergebnisse und Prozesszusammenhänge belegen zudem die Eignung der Thermografie als Prozessüberwachungssystem beim Laser-Sintern. Auf Basis der gemessenen Temperaturverteilungen in den aufgeschmolzenen Querschnitten können Effekte, wie eine übermäßige Materialersetzung oder eine ausreichende Verschmelzung der Schichten, erfasst werden. Insbesondere bei Ausbildung eines homogenen Schmelzefilmes mit geringen Standardabweichungen unter $\sigma_{S,N} = 1 \text{ K}$ kann auf eine gute Schmelzefilmbildung und Schichtanbindung sowie eine hohe Bauteildichte ρ_B geschlossen werden. Gleichzeitig kann über die Homogenität der belichteten Fläche die Länge der erforderlichen Nachschmelzzeit t_N überwacht werden. Über die Messung der Temperaturverteilung auf der gesamten Pulverbettfläche können zusätzliche Informationen über positionsabhängige Effekte und möglicherweise erforderliche lokale Parameteranpassungen abgeleitet werden. Auf dieser Basis kann die Robustheit von Prozessparametersätzen bewertet werden. Zusätzlich ermöglichen die identifizierten thermografiebasierten Überwachungsmechanismen eine umfassende Online-Qualitätsbewertung lasergesinterter Bauteile. Die Thermografie stellt somit das lange gesuchte, gut geeignete Prozessüberwachungssystem für den Laser-Sinter-Prozess dar.
4. In Kapitel 5.1.5 wird für die Sintersation auf Basis der aufgestellten Regressionsgleichungen ein bezüglich der Bauteileigenschaften optimierter Parametersatz errechnet. Die in Kapitel 5.2.5 aufgestellten Korrelationsmodelle ermöglichen die Ermittlung der zugehörigen Temperaturkennwerte $T_{S,max}$ und $T_{S,10s}$. Diese sind in Bild 5-36 als Funktion

der Scanvektorenlänge L_S dargestellt. Die maximale Schmelzetemperatur $T_{S,max}$ nimmt, wie zuvor beobachtet, mit abnehmender Scanvektorenlänge stark zu. Bei $L_S = 10$ mm überschreitet $T_{S,max}$ die in Kapitel 5.2.1 festgelegte Zersetzungstemperatur von $T_Z = 318$ °C. Zur Erzielung einer guten Schichtanbindung bei kleinen Querschnitten müssen in diesem Fall also erste Zersetzungseffekte in Kauf genommen werden. Dagegen stellen sich für $L_S \geq 25$ mm optimale Prozessbedingungen ein. Dennoch liegen die maximalen Temperaturen unter der in Kapitel 5.2.7 ermittelten Grenze von $T_{S,max} = 340$ °C, oberhalb der es durch verstärkte Zersetzungseffekte zu einem deutlichen Anstieg der Bauteilporosität ε_{Por} kommt. Gleichzeitig liegt die für $L_S = 150$ mm berechnete maximale Schmelzetemperatur von $T_{S,max} = 280$ °C an der in Kapitel 5.2.7 ermittelten unteren Grenztemperatur. Somit können für den optimierten Parametersatz auch im Falle langer Scanvektoren eine geringe Porenanzahl N_{Por} sowie maximale Bruchdehnungen innerhalb der Bauebene $\varepsilon_{B,x0}$ erzielt werden. Wie in den Analysen zuvor, zeigen sich jedoch auch hier deutliche Unterschiede von ca. 50 K zwischen minimaler und maximaler Temperatur.

Die Temperaturen im aufgeschmolzenen Querschnitt 10 s nach der Belichtung liegen für den optimierten Parametersatz zwischen $T_{S,10s} \approx 189$ und 192 °C, Bild 5-36. Hierbei ergeben sich stets Temperaturen oberhalb des Materialschmelzpunktes von PA 12 ($T_M = 186$ °C). Nach Kapitel 5.2.7 stellen sich für diesen Temperaturbereich eine gute Schichtanbindung, hohe Bauteildichten, eine geringe Porenanzahl sowie optimale mechanischer Eigenschaften ein. Im Rahmen der Validierung soll nach Verbesserung der Laser-Window-Spülung untersucht werden, ob auch für Parametersätze ohne maximale Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ oberhalb der Zersetzungsgrenze T_Z ein entsprechendes Verhalten erreicht werden kann.

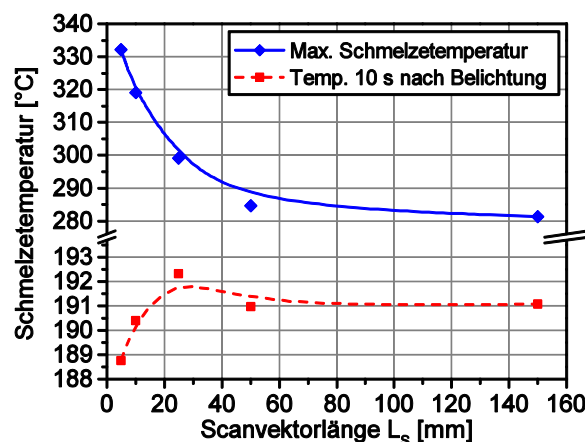


Bild 5-36: Berechnete Schmelzetemperaturen für den durch numerische Optimierung für die Sinterstation ermittelten Parametersatz

5.3 Gegenüber Störgrößen robuste Prozessführung

Neben den Effekten von Prozesseinflussgrößen (Kapitel 5.1) und der Laser-Pulver-Wechselwirkungen (Kapitel 5.2) mit direkter Auswirkung auf die Prozessführung und die sich einstellenden Bauteileigenschaften existieren weitere Faktoren, die aufgrund ihrer oftmals zufälligen Ausprägung die Qualität der Bauteile beeinflussen. Diese Störgrößen führen zu ungeplanten Schwankungen der Eigenschaften und reduzieren somit die Reproduzierbarkeit der Prozessergebnisse. Hierzu gibt es jedoch bislang kaum wissenschaftliche Untersuchungen. Aus der Literatur ist lediglich bekannt, dass sowohl die Materialqualität (Kapitel 2.2.2), die Abkühlgeschwindigkeit nach Prozessende als auch die Bauteilplatzierung innerhalb des Bauraumes (Kapitel 2.2.6) Einfluss auf die Bauteilqualität nehmen. Zusätzlich beeinflusst die

Schichtzeit die Bauteilqualität (vgl. Kapitel 2.2.6). Diese Störgrößen sollen im Rahmen der Ergebnisvalidierung für die Formiga im Detail untersucht werden.

5.3.1 Einfluss von Störgrößen auf Bauteileigenschaften

Um den Einfluss der Störgrößen auf die Bauteileigenschaften zu untersuchen, werden diese im Rahmen der Versuche gezielt variiert. Die Änderung der Materialviskosität wird durch unterschiedliche Auffrischraten zwischen $A_R = 33,3\%$ und $66,6\%$ realisiert, wobei die minimale Auffrischrate entsprechend des in [34-35] ermittelten MVR-Grenzwertes für die verwendete Formiga gewählt wird. Die sich für die unterschiedlichen Auffrischraten einstellenden MVR-Werte werden entsprechend der Methodik aus Kapitel 4.1.1 ermittelt. Bild 5-37a fasst die ermittelten Werte zusammen. Der MVR-Wert steigt hierbei mit zunehmendem Neupulver-Anteil annähernd linear von ca. $20\text{ cm}^3/10\text{ min}$ auf $38\text{ cm}^3/10\text{ min}$.

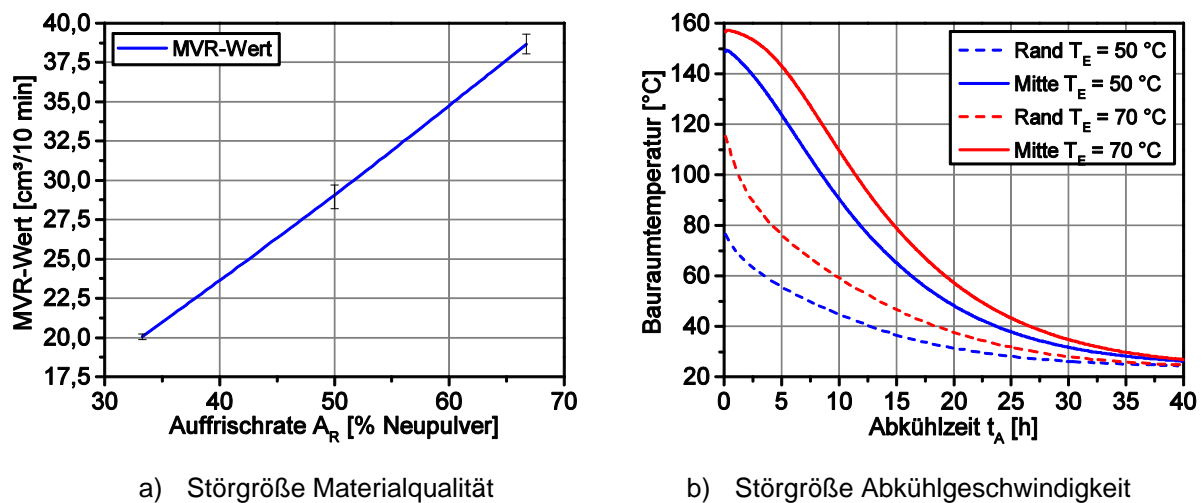


Bild 5-37: Einfluss der Auffrischrate A_R auf die Materialqualität und Einfluss der Entnahmetemperatur (T_E) auf die Abkühlgeschwindigkeit

Als weitere Störgröße wird die Abkühlgeschwindigkeit des Pulverbettes variiert. Hierzu werden unterschiedliche Oberflächentemperaturen T_E für die Entnahme des Baubehälters aus der Formiga gewählt, da hauptsächlich die Abkühlzeit des Bauraumes t_A innerhalb der Anlage die Produktivität durch Belegung der Anlage ohne Bauteilherstellung beeinflusst. Entsprechend der in Kapitel 4.4.2 beschriebenen Vorgehensweise kühlt der Bauraum nach Prozessende (Baujoblänge ca. 26,5 h, Baujobhöhe 298 mm) innerhalb der Anlage auf verschiedene Zieltemperaturen der Pulveroberfläche ab. Anschließend wird der Abkühlprozess nach der Entnahme außerhalb der Anlage fortgesetzt. Eine Entnahmetemperatur von $T_E = 30\text{ °C}$ entspricht hierbei einer Abkühlzeit von über $t_A = 80\text{ h}$ und repräsentiert somit ein Abkühlen auf Raumtemperatur in der Anlage. Eine Entnahmetemperatur von $T_E = 70\text{ °C}$ bzw. $T_E = 50\text{ °C}$ wird nach ca. $t_A = 3\text{ h}$ bzw. ca. $t_A = 6,25\text{ h}$ erreicht. Nach der Entnahme kühlt der Behälter bei Raumtemperatur abgedeckt und zum Boden hin isoliert weiter ab. In diesem Fall werden nach der Baubehälterentnahme am Bauraumrand sowie in Bauraummitte 150 mm lange Thermoelemente in das Pulverbett eingebracht, um den weiteren Abkühlverlauf zu messen. Die resultierenden Temperaturverläufe sind in Bild 5-37b dargestellt. Bei Entnahme liegen vor allem in der Bauraummitte 150 mm unterhalb der Oberfläche noch sehr hohe Temperaturen vor. Im Falle einer Entnahmetemperatur von $T_E = 70\text{ °C}$ und einer Abkühldauer von nur $t_A = 3\text{ h}$ liegt die Temperatur mit 157 °C am Onsetpunkt des Kristallisationspeaks und somit sogar noch über der Rekristallisationstemperatur von $T_C = 154\text{ °C}$, vgl. Kapitel 5.2.2. Folglich könnte bei dieser Temperatur auch nach Prozessende noch Schmelze vorliegen. Ergebnisse von Rietzel in [28] zeigen jedoch, dass die Schmelze aufgrund von isothermen Kristallisationseffekten bereits bei höheren Temperaturen nur knapp unterhalb

der Pulverbetttemperatur zu kristallisieren beginnt und somit in den festen Zustand übergehen kann. Bei den für eine Entnahmetemperatur von $T_E = 50\text{ °C}$ bzw. einer Abkühldauer von $t_A \approx 6\text{ h}$ gemessenen Temperaturen von 150 °C (Bild 5-37b) ist nach Kapitel 5.2.2 die Kristallisation dagegen in jedem Fall bereits abgeschlossen. Trotz der Verfestigung sind die Bauteile im Inneren des Bauraumes bei derart hohen Temperaturen noch sehr weich und können leicht verformt werden. Bis die Bauraummitte nach der Entnahme auf Raumtemperatur abgekühlt ist, vergehen unabhängig von der Entnahmetemperatur nochmals $t_A \approx 40\text{ h}$. Übliche Auspacktemperaturen von ca. 60 °C werden ca. 15 bis 20 h nach der Entnahme erreicht. Die Gesamtabkühlzeit bis zum Auspacken reduziert sich somit durch eine schnelle Entnahme aus dem Bauraum gegenüber einer Abkühlung in der Anlage deutlich.

Demgegenüber kühlt der Bauraumrand deutlich schneller aus. Bereits bei Entnahme liegen die Temperaturen mit 115 °C bzw. 75 °C deutlich unter den Temperaturen in Bauraummitte. Am Bauraumrand wird die Auspacktemperatur von 60 °C bei $T_E = 50\text{ °C}$ bzw. 70 °C bereits nach einer Gesamtabkühldauer von $t_A \approx 10\text{ h}$ bzw. 13 h erreicht. Gleichzeitig bilden sich zwischen Bauraumrand und -mitte große Temperaturgradienten von bis zu 70 K aus, welche die Bauteilqualität insbesondere in Form von Verzug beeinflussen können. Auf dieser Basis ergeben sich signifikante Unterschiede zwischen den gewählten drei Abkühlverläufen.

In Bild 5-38 ist der Einfluss der Störgröße Auffrischrate A_R auf verschiedene Kennwerte in Abhängigkeit der Orientierung und Platzierung dargestellt. Die zugehörigen Probekörper werden im Rahmen der Versuche aus Versuchsblock 3 zur Auffüllung der Baujobs bzw. zur Erzielung konstanter Prozesszeiten mit dem Standardparametersatz der Formiga hergestellt.

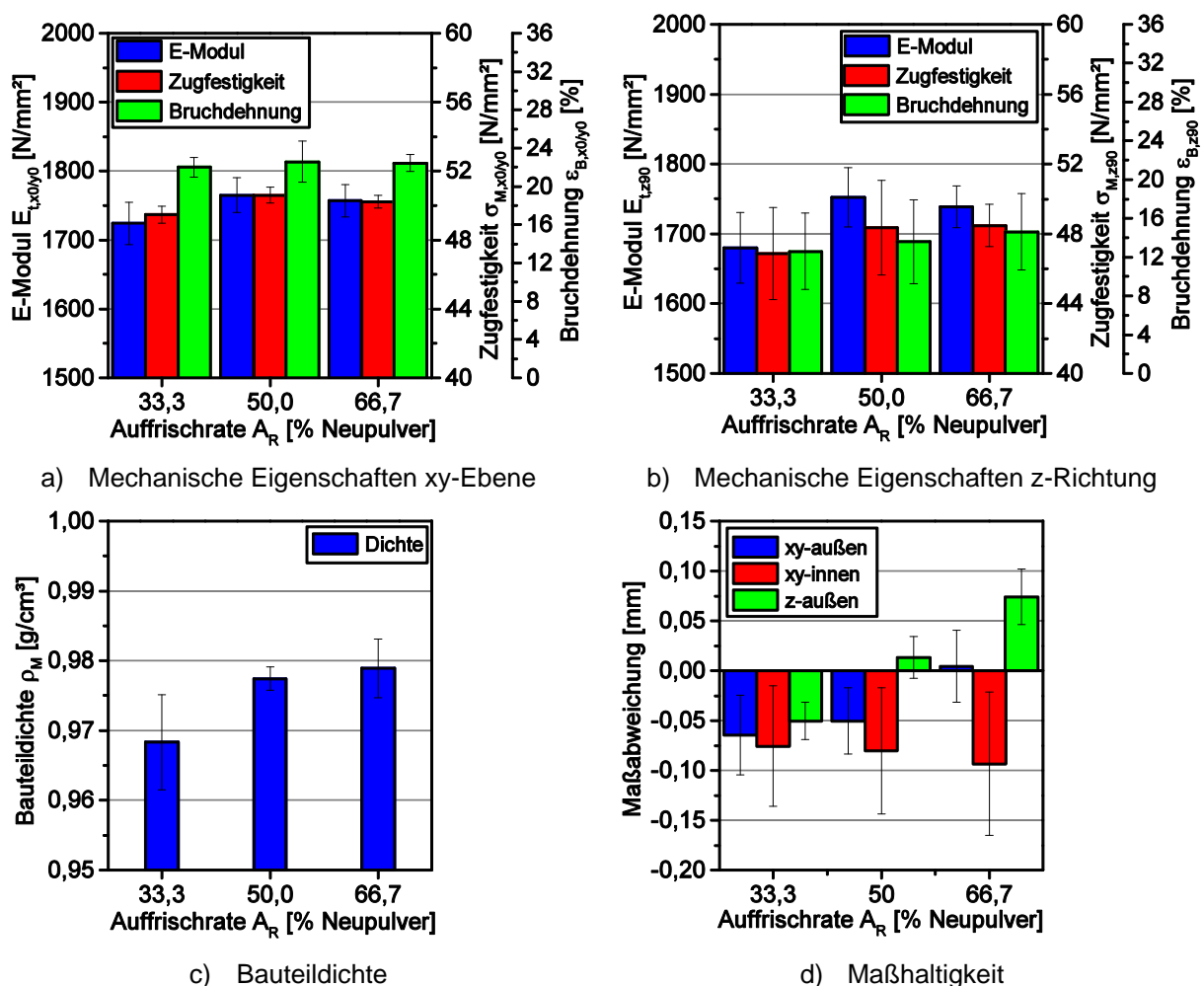


Bild 5-38: Einfluss der Störgröße Auffrischrate A_R auf unterschiedliche Bauteileigenschaften für den EOS Standardprozessparametersatz Mechanic

Bild 5-38a-c verdeutlicht, dass die Materialqualität maßgeblich die mechanischen Eigenschaften beeinflusst. Insbesondere für die Kennwerte in Aufbaurichtung und die Bauteildichte ρ_B führt eine niedrigere Schmelzeviskosität zu einer signifikanten Verbesserung der Eigenschaften. Der Effekt ist hierbei für eine Erhöhung der Auffrischrate von $A_R = 33,3\%$ auf 50% besonders ausgeprägt. So steigen das E-Modul $E_{T,z90}$ und die Zugfestigkeit $\sigma_{M,z90}$ um ca. 4% und die Bruchdehnung $\epsilon_{B,z90}$ sogar um 7% , Bild 5-38b. Die verbesserte Fließfähigkeit der Materialschmelze führt somit vorrangig in der kritischen Aufbaurichtung zu einer Verbesserung der Kennwerte und erhöht hier vor allem die Schichtanbindung. Auch die Dichte ρ_B erhöht sich um etwa 1% (Bild 5-38c), wenn die Auffrischrate von $A_R = 33,3\%$ auf 50% angehoben wird. Gleichzeitig sinkt die zugehörige Standardabweichung deutlich. In Kombination mit den Ergebnissen zu den mechanischen Eigenschaften deutet dies vor allem auf eine Erhöhung der Dichte in den Zwischenschichtbereichen hin. Die erhöhte Fließfähigkeit der Schmelze hilft somit insbesondere die Poren in diesem Bereich zu schließen und gleichzeitig die Anbindung an die darunterliegende Schicht zu verbessern. Eine weitere Steigerung des Neupulver-Anteiles über $A_R = 50\%$ hinaus wirkt sich dagegen nur noch geringfügig auf die Kennwerte aus.

Für die gemittelte Maßabweichung der über den Bauraum verteilten Rahmenkörper und deren Standardabweichung (Bild 5-38d) liegt ebenfalls eine starke Beeinflussung durch die Auffrischrate A_R vor. Mit zunehmender Schmelze-fließfähigkeit wächst das Bauteil in alle Richtungen. Die Bauteilhöhe nimmt in diesem Fall um über $\Delta z_A = 0,1\text{ mm}$ zu, Bild 5-38d. Die Aufschmelztiefe des Lasers scheint demnach mit abnehmender Materialviskosität anzusteigen. Die stärkere Übersinterung bewirkt in der Folge die beobachtete bessere Schichtanbindung, Bild 5-38b. Gleichzeitig wächst mit der Auffrischrate auch die Wanddicke des Rahmens. Durch die niedrigere Viskosität kann die fließfähigere Schmelze besser in das angrenzende Pulverbett eindringen, wodurch mehr Partikel am Bauteil anhaften. Dieser Effekt erfolgt an der Bauteilaußen- und -innenseite in entgegengesetzte Richtungen (Δx_{yA} steigt; Δx_{yI} sinkt), wodurch die Dicke insgesamt zunimmt. Gleichzeitig steigt die Standardabweichung der Maßabweichungen, welche durch die Bauteilpositionierung bedingt wird, mit zunehmender Auffrischrate, Bild 5-38d. Eine höhere Fließfähigkeit der Schmelze führt somit zu größeren Maßabweichungen zwischen im Bauraum verteilten Bauteilen.

Im Gegensatz zur Auffrischrate übt die Variation der Abkühlgeschwindigkeit zumindest bei Nutzung der Standardparameter, trotz entsprechend in der Literatur gefundener Effekte [139], keinen signifikanten Einfluss auf die verschiedenen Bauteileigenschaften aus. Für den betrachteten Variationsrahmen ergeben sich lediglich leichte Tendenzen und Effekte, welche jedoch deutlich unter denen der Auffrischrate liegen. Daher wird hier auf eine entsprechende Darstellung verzichtet.

5.3.2 Validierung der mechanischen Eigenschaften für die EOS Formiga P100

Im Folgenden werden die in Kapitel 5.1 für die EOS Formiga P100 ermittelten Zusammenhänge entsprechend der in Kapitel 4.4 beschriebenen Vorgehensweise bezüglich ihrer Gültigkeit validiert. In diesem Rahmen soll zudem durch eine geeignete Festlegung der Parameter Laserleistung P , Scangeschwindigkeit v und Hatchabstand h ein gegenüber den in Kapitel 5.3.1 beschriebenen Störgrößen robuster Prozess eingestellt werden. Hierzu wird der Energieeintrag innerhalb des in Kapitel 5.1 als optimal ermittelten Parameterbereiches variiert ($E_V = 0,22\text{ J/mm}^3$ bis $0,51\text{ J/mm}^3$), vgl. Tabelle 4-4. Ziel dieser Validierung ist es, optimale Bauteileigenschaften zu erzielen und gleichzeitig die Variation der Kennwerte aufgrund von Störgrößenschwankungen zu reduzieren.

In Bild 5-39 ist der Verlauf der Bauteildichte ρ_B und der zugehörigen Standardabweichung σ_{ρ_B} als Funktion der Volumenenergiedichte E_V dargestellt. σ_{ρ_B} veranschaulicht in diesem

Zusammenhang die Effekte, welche sich aufgrund der gleichmäßigen Verteilung der Dichtewürfel im Bauraum ergeben. Hohe Bauteildichten von über $\rho_B = 0,96 \text{ g/cm}^3$ stellen sich nach Bild 5-39a in einem Bereich von $E_V = 0,22 \text{ J/mm}^3$ bis etwa $0,37 \text{ J/mm}^3$ ein. In Gegensatz zu den Ergebnissen aus Kapitel 5.1.2 fällt die Dichte bei höheren Energieeinträgen stark ab. Derartige Effekte konnten für den Verlauf der Dichte in Versuchsblock 1 trotz ähnlich hoher Energiedichten von bis zu $E_V = 0,44 \text{ J/mm}^3$ nicht beobachtet werden. Dagegen liefern die Porositätsmessungen in Kapitel 5.1.2 ähnliche Zusammenhänge. Hier zeigt sich oberhalb von $E_V = 0,38 \text{ J/mm}^3$ ein signifikanter Anstieg der Porosität sowie ein verstärktes Auftreten runder Zersetzungsporen. Dieser Effekt tritt nun in Versuchsblock 3 auch für die Bauteildichte in Erscheinung. Für die höchste betrachtete Energiedichte von $E_V = 0,51 \text{ J/mm}^3$ sinkt die Dichte auf unter $\rho_B = 0,8 \text{ g/cm}^3$. Entsprechend der Untersuchungen aus Kapitel 5.2 kann dieses Verhalten auf zunehmende Zersetzungseffekte zurückgeführt werden.

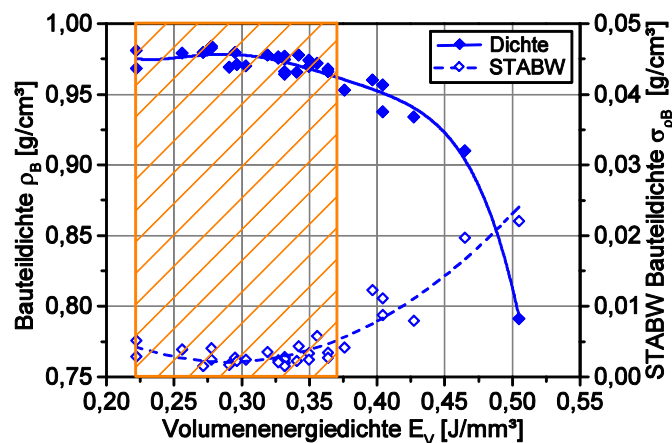


Bild 5-39: Bauteildichte ρ_B als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Werden die Verläufe für ρ_B und σ_{ρ_B} verglichen, zeigt sich, dass sich im Bereich höchster Bauteildichten ($\rho_B \geq 0,96 \text{ g/cm}^3$) gleichzeitig auch die niedrigsten ermittelten Standardabweichungen ($\sigma_{\rho_B} \leq 0,005 \text{ g/cm}^3$) einstellen, Bild 5-39. Dies entspricht einer Variation von nur etwa 0,5 %. Somit kann in einem Energiedichtebereich von $E_V = 0,22$ bis $0,37 \text{ J/mm}^3$ bezüglich der Bauteildichte eine robuste Prozessführung erreicht werden. Oberhalb der Energiedichtegrenze steigt die Standardabweichung dagegen stark an. Folglich führen zunehmende Zersetzungseffekte nicht nur zu einer Verschlechterung des Kennwertes, sondern bedingen auch eine schlechtere Reproduzierbarkeit. Entsprechend der Auswertung ergeben sich maximale Dichtewerte mit einer minimalen Standardabweichung für eine Energiedichte von etwa $E_V = 0,30 \text{ J/mm}^3$.

Neben der Bauteildichte werden im Rahmen der Validierung auch die mechanischen Bauteileigenschaften betrachtet, Bild 5-40 bis Bild 5-42. Im Gegensatz zu Kapitel 5.1.2 werden jedoch nur die Eigenschaften innerhalb der Bauebene sowie in Aufbaurichtung als jeweils maximale und minimale Kennwerte untersucht. Während innerhalb der Bauebene (x0/y0) alle Messwerte zu einem Kennwert zusammengefasst werden, erfolgt in Aufbaurichtung eine differenzierte Betrachtung in Abhängigkeit der Bauraumpositionierung. So wird zwischen Bauraummitte (z90) und den Bauraumecken (z90 Ecken) unterschieden, wobei die für die vordere linke Ecke des Bauraums ermittelten Kennwerte (z90 Ecke vl) nochmals separat ausgewertet werden. Die Standardabweichung der Kennwerte in Aufbaurichtung wird zum einen für die Bauraummitte (z90) und zum anderen zusätzlich für alle Bauraumpositionen als Gesamtabweichung (z90 alle) angegeben.

In Bild 5-40 sind die positions- und orientierungsabhängigen Verläufe für das E-Modul E_t und dessen Standardabweichung σ_{E_t} jeweils in Abhängigkeit der Energiedichte E_V dargestellt. Die

hieraus resultierenden Verläufe weichen dabei stark von dem für die Bauteildichte ρ_B beobachteten Verhalten ab. Für Energiedichten zwischen $E_V = 0,30 \text{ J/mm}^3$ und $0,40 \text{ J/mm}^3$ ergibt sich ein Bereich mit minimalen Abweichungen zwischen den einzelnen Orientierungen und Positionierungen bei gleichzeitig maximalen E-Modul-Werten, Bild 5-40a. Dennoch liegen die Kennwerte in den Bauraumeckbereichen auch innerhalb dieses Bereiches teils deutlich unter den Werten, welche in der Bauraummitte ($E_{t,z90}$) erreicht werden. Dieses trifft insbesondere für die Kennwerte in der Ecke vorne links zu. Nur für einzelne Parametereinstellungen können hier überhaupt Werte auf dem Niveau von $E_{t,z90}$ erzielt werden. Außerhalb des optimalen Bereiches verstärken sich die Unterschiede zwischen den Positionierungen. Hierbei gilt, je kleiner die eingebrachte Energiedichte ist, desto größer ist die Abweichung der Kennwerte in den Eckbereichen von $E_{t,z90}$. Werden die Eckbereiche vernachlässigt, zeigen sich kaum signifikante Unterschiede zwischen den Orientierungen ($E_{t,x0/y0}$ und $E_{t,z90}$). Im optimalen Energiedichtebereich ergibt sich ein E-Modul von ca. $E_t = 1750 \text{ N/mm}^2$. Die in Versuchsblock 3 ermittelten Werte liegen somit etwa 150 N/mm^2 bzw. ca. 10 % höher als die aus Block 1 (vgl. Kapitel 5.1.2). Ursächlich für diesen Unterschied könnten eine Variation der Zykluszeit, Abweichungen bei der Konditionierungsdauer der Probekörper vor der Prüfung im externen Prüflabor oder die verwendete Materialqualität sein. Da der E-Modul für nahezu alle Parametersätze und somit unabhängig vom MVR-Wert auf dem beobachteten höheren Niveau liegt, erscheint insbesondere eine Veränderung des Ausgangsmaterials die wahrscheinlichste Ursache. Diese könnte aus der langen Zeitdauer von über einem Jahr zwischen den Versuchen aus Block 1 und Block 3 bzw. sich hieraus ergebenden potentiellen Änderungen in der Materialkomposition der verwendeten Chargen herrühren. Insbesondere die während des massiven Lieferengpasses von Polyamid 12-Pulver im Jahr 2012 beschaffte Charge für Versuchsblock 3 könnte hiervon betroffen sein. Wie für die Bauteildichte zeigt sich auch für das E-Modul oberhalb von $E_V = 0,40 \text{ J/mm}^3$ ein starker Abfall der Kennwerte. Im Gegensatz zum Versuchsblock 1 (vgl. Kapitel 5.1.2), in welchem nur für die höchste Flächenenergiedichte von $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ ein Absinken von E_t beobachtet wurde, finden sich hier bereits bei geringeren Energieeinträgen signifikante Auswirkungen von Zersetzungseffekten, was die Vermutung über Veränderungen im verwendeten Material bekräftigt.

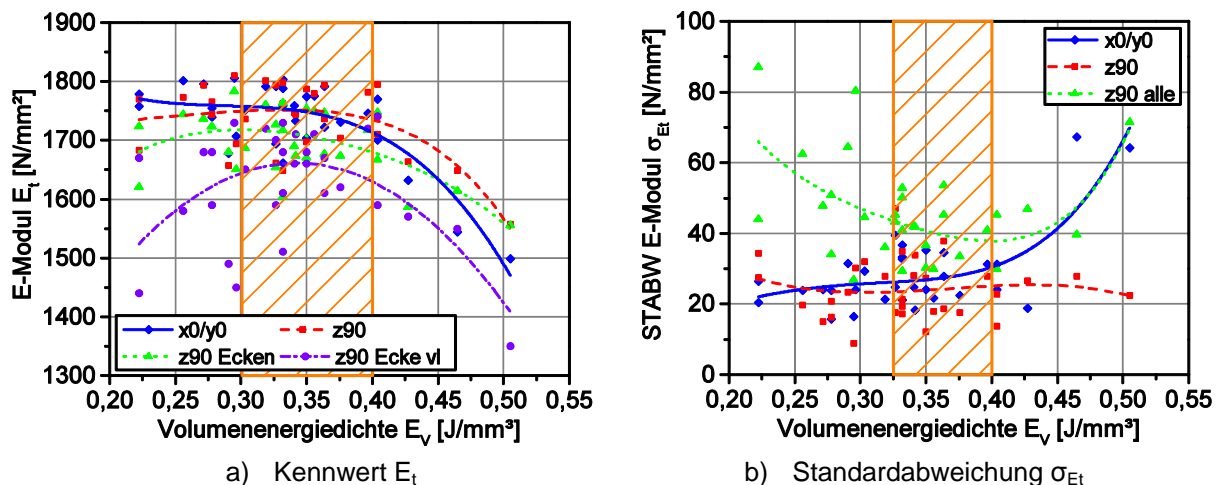


Bild 5-40: Orientierungs- und positionsabhängiges E-Modul als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Die zugehörigen Standardabweichungen σ_{Et} zeigen teilweise ein vom Kennwert E_t abweichendes Verhalten, Bild 5-40b. $\sigma_{Et,z90}$ ist hierbei nahezu unabhängig vom Energieeintrag. Es ergeben sich mittlere Abweichungen zwischen $\sigma_{Et,z90} = 20$ und 30 N/mm^2 . Dies entspricht einer prozentualen Schwankung von unter 2 %. Für die Kennwerte innerhalb der Bauebene liegt $\sigma_{Et,x0/y0}$ für Energiedichten bis $E_V = 0,40 \text{ J/mm}^3$ ebenfalls bei unter 2 %, steigt aber für höhere Energiedichten stark an. Hier scheinen zunehmende Zersetzungseffekte eine

verstärkte Streuung der Werte zu bewirken. Wird die Gesamtabweichung aller Kennwerte in z-Richtung $\sigma_{Et,z90\text{alle}}$ betrachtet, weicht diese stark vom zuvor für die Bauraummitte beschriebenen Verhalten ab. Hier ergibt sich sowohl für kleine als auch für hohe Energieeinträge eine größere Streuung von E_t und somit eine geringere Reproduzierbarkeit. In einem Energiedichte-bereich von etwa $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ bis $0,45 \text{ J/mm}^3$ sinkt die Standardabweichung auf Werte unter $\sigma_{Et,z90\text{alle}} = 45 \text{ N/mm}^2$. Die Schwankung reduziert sich in diesem Bereich also auf ca. 2,5 %. Insgesamt betrachtet, führt ein Energieeintrag im schmalen Fenster von $E_V = 0,325$ bis $0,40 \text{ J/mm}^3$ zu einer optimalen Reproduzierbarkeit des E-Moduls bei maximalen Kennwerten und geringer Anisotropie. Die teilweise deutlichen Abweichungen von den Fitkurven belegen jedoch, dass zum Auffinden optimaler Einstellungen eine detailliertere Auswertung der Ergebnisse erforderlich ist.

Für die Zugfestigkeit σ_M (Bild 5-41) ergibt sich ein dem E-Modul ähnliches Verhalten. Bis zu einer Energiedichte von $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ steigen die Kennwerte für alle Orientierungen und Bauraumpositionen an (Bild 5-41a). Zwischen $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ und $0,425 \text{ J/mm}^3$ bildet sich einen Bereich maximaler Zugfestigkeiten aus. Allerdings ergeben sich auch in diesem Bereich parameterabhängig zum Teil deutliche Abweichungen insbesondere zwischen den einzelnen Positionen in Aufbaurichtung. Vor allem in der Ecke vorne links kann nur für bestimmte Parametersätze das Niveau der anderen Positionierungen erreicht werden. Dieses Verhalten wird durch die angenäherte Fitkurve nicht exakt beschrieben. Auch für diese Kenngröße liegen die erreichten Festigkeitswerte σ_M innerhalb des optimalen Bereiches etwas über den im ersten Versuch (Kapitel 5.1) ermittelten Werten. Somit scheint die Materialcharge auch hier einen signifikanten Einfluss auf die Ausprägung der Kennwerte zu haben. Im Gegensatz zur ersten Versuchsreihe fallen in Versuchsblock 3 auch die Kennwerte für die Zugfestigkeit mit zunehmender Energiedichte insbesondere oberhalb von $E_V = 0,425 \text{ J/mm}^3$ ab. Im Vergleich zur Dichte und zum E-Modul erfolgt dieser Abfall erst bei höheren Energieeinträgen. Die Zugfestigkeit wird demnach weniger stark durch Zersetzungseffekte beeinflusst wie die anderen beiden Kennwerte. Werden die entsprechenden Standardabweichungen zu den Zugfestigkeitskennwerten $\sigma_{\sigma M}$ betrachtet (Bild 5-41b), zeigt sich, dass hauptsächlich für Energiedichten von $E_V = 0,325 \text{ J/mm}^3$ bis ca. $0,465 \text{ J/mm}^3$ eine geringe Streuung der Kennwerte erreicht werden kann. Die Abweichungen liegen in diesem Bereich bei unter 2 % des Kennwertes. Werden die Eckbereiche vernachlässigt und lediglich Bauteile in Bauraummitte $\sigma_{\sigma M,z90}$ sowie innerhalb der Bauebene $\sigma_{\sigma M,x0/y0}$ betrachtet, ergibt sich über den sehr breiten Energiedichtebereich von $E_V = 0,275 \text{ J/mm}^3$ bis $0,40 \text{ J/mm}^3$ sogar eine Abweichung von unter 1 %. $\sigma_{\sigma M,z90\text{alle}}$ steigt dagegen aufgrund der niedrigen Zugfestigkeiten in der vorderen linken Ecke mit abnehmender Energiedichte stark an.

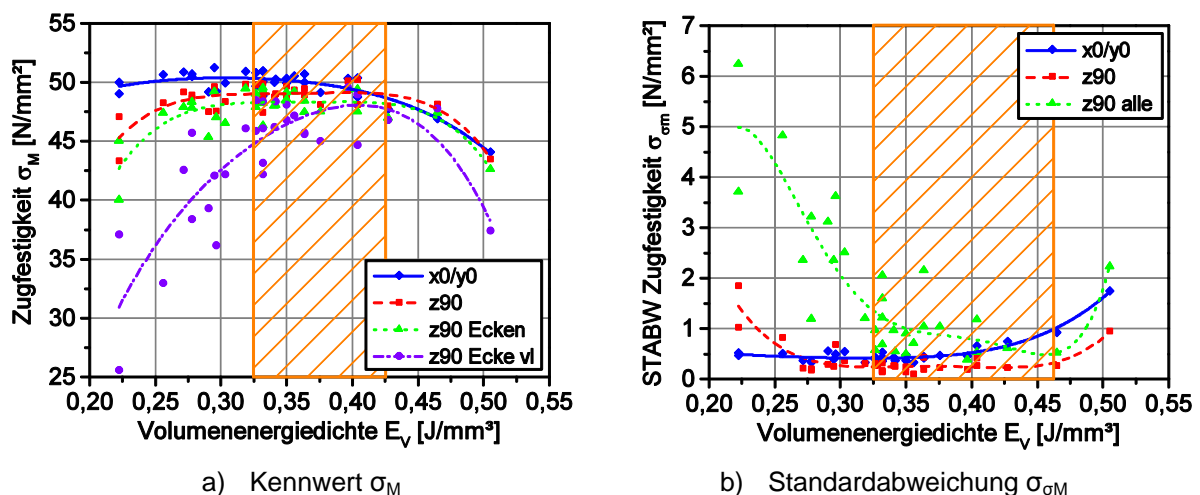


Bild 5-41: Orientierungs- und positionsabhängige Zugfestigkeit σ_M als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Für die Bruchdehnung ϵ_B stellen sich optimale Kennwerte in einem Energiedichtebereich von $E_V = 0,325$ bis $0,45 \text{ J/mm}^3$ ein, Bild 5-42a. Im Gegensatz zum E-Modul und zur Zugfestigkeit zeigt ϵ_B allerdings eine noch stärkere Abhängigkeit von der Positionierung der Bauteile. Selbst für optimale Werte von E_V fallen die Kennwerte in den Eckbereichen deutlich ab ($\epsilon_{B,z90} \approx 16$ bis 20% , $\epsilon_{B,z90\text{Ecken}} \approx 10$ bis 15% und $\epsilon_{B,z90\text{Ecke vl}} \approx 5$ bis 10%). Hieraus resultiert eine stark positionsabhängige Anisotropie zwischen der Bauebene ($\epsilon_{B,x0/y0} \approx 20$ bis $22,5 \%$) und der Aufbaurichtung. Während die Abweichung für die Bauraummitte unter $\Delta\epsilon_{O,xz} = 20 \%$ beträgt, steigt diese in den Eckbereichen auf Werte von bis zu $\Delta\epsilon_{O,xz} = 60 \%$ an. Auch durch eine Erhöhung der Energiedichte kann dieser große Unterschied nur teilweise kompensiert werden. Insbesondere in der vorderen linken Ecke ist ein Energieeintrag im Bereich erster Zersetzungserscheinungen ($E_V > 0,38 \text{ J/mm}^3$) erforderlich, um ein duktilen Bauteilversagen ($\epsilon_B > \epsilon_Y$) einzustellen. Für einzelne Parametersätze können jedoch auch bei niedrigeren Energiedichten, abweichend von der Fitkurve, hohe Werte für $\epsilon_{B,z90\text{Ecke vl}}$ erreicht werden. Insgesamt betrachtet, belegen die Ergebnisse wiederum, dass die Bruchdehnung ein wichtiger Indikator für eine instabile Prozessführung ist. Insbesondere in den Eckbereichen ($\epsilon_{B,z90\text{Ecken}}$ und $\epsilon_{B,z90\text{Ecke vl}}$) können im Gegensatz zu den anderen betrachteten Eigenschaften keine dem restlichen Bauraum vergleichbaren Werte erzielt werden. Somit sollte für bestimmte Bauteilgruppen mit Filmscharnieren, Faltenbälgen oder Schnapphaken, welche die elastischen und duktilen Eigenschaften des Kunststoffes ausnutzen, eine Platzierung in den Bauraumecken vermieden werden. Im Gegensatz zu den anderen Betrachtungen im dritten Versuchsblock ähneln die ermittelten Kennwertverläufe für ϵ_B stark dem für die erste Versuchsreihe ermittelten Verhalten, vgl. Bild 5-7. Für die Bruchdehnung sinken die Kennwerte erst bei sehr hohen Energieeinträgen von über $E_V = 0,45 \text{ J/mm}^3$, also oberhalb des in Versuchsblock 1 untersuchten Energiedichtebereiches, ab. Folglich ergibt sich hier der bislang geringste Einfluss durch Zersetzungseffekte. In den Eckbereichen verbessert sich die Schichtanbindung sogar noch trotz des Auftretens von Materialzersetzungseffekten.

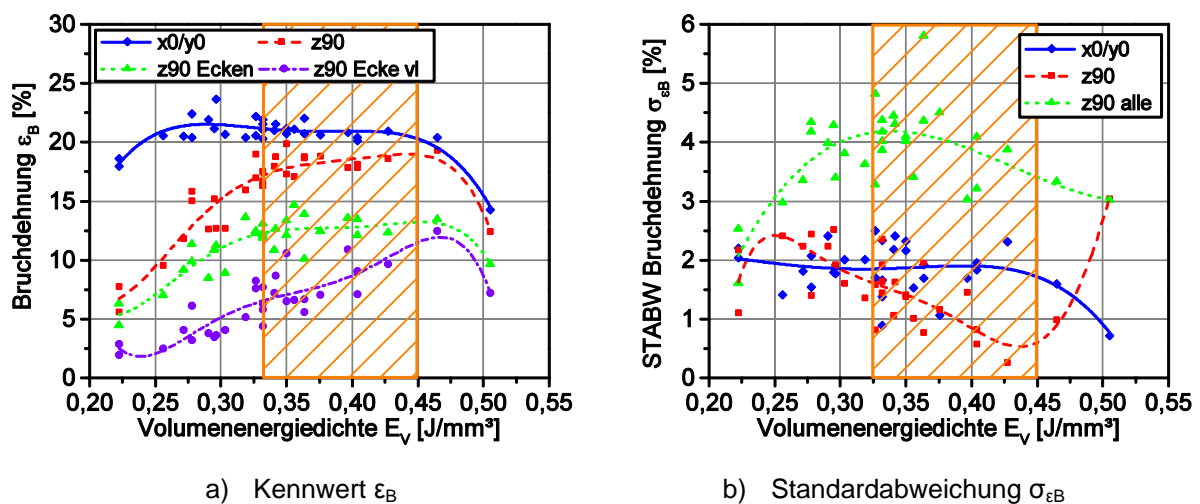


Bild 5-42: Orientierungs- und positionsabhängige Bruchdehnung ϵ_B als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Der in Bild 5-42b dargestellte Verlauf der orientierungs- und positionierungsabhängigen Standardabweichungen σ_{ϵ_B} weist zu den bisher betrachteten Kennwerten deutliche Unterschiede auf. Die Bildung eines ausgeprägten Bereiches minimaler Streuung fehlt hier. Die Standardabweichung $\sigma_{\epsilon_B,z90\text{alle}}$ steigt im optimalen Energiedichtebereich von $E_V = 0,325$ bis $0,45 \text{ J/mm}^3$ auf bis zu 5% an. Lediglich niedrigere oder höhere Energiedichten führen zu geringeren Abweichungen. Ursache für dieses Verhalten sind die großen Unterschiede zwischen den einzelnen Positionierungen. Während in der Bauraummitte im optimalen Energiedichtebereich hohe Bruchdehnungen erzielt werden, verbleiben die Kennwerte in den

Eckbereichen generell auf einem niedrigeren Niveau. Dagegen nähern sich die Kennwerte außerhalb des optimalen Bereiches an, wodurch sich geringere Standardabweichungen ergeben. Werden lediglich die Kennwerte in Bauraummitte sowie innerhalb der Bauebene betrachtet, liegt die maximale Streuung ($\sigma_{\epsilon_B, z90}$ und $\sigma_{\epsilon_B, x0/y0}$) über einen breiten Energiedichtebereich von $E_V = 0,3 \text{ J/mm}^3$ bis etwa $0,475 \text{ J/mm}^3$ unter 2 % (prozentuale Abweichung von ϵ_B ca. 10 %). Parameterspezifisch können auch noch geringere Werte erreicht werden. Im Gegensatz zu den anderen Bauteileigenschaften zeigen sich jedoch auch innerhalb der Bauebene über den gesamten betrachteten Energiedichtebereich hinweg hohe Standardabweichungen $\sigma_{\epsilon_B, x0/y0}$, welche zum Teil sogar über den Werten für $\sigma_{\epsilon_B, z90}$ liegen. Insgesamt betrachtet, ergeben sich für die Bruchdehnung aufgrund der starken Positionsabhängigkeit die höchsten prozentualen Abweichungen aller Kennwerte.

Auf Basis der ermittelten Ergebnisse kann ein vergleichsweise schmales optimales Prozessfenster ($E_V = 0,325$ bis $0,37 \text{ J/mm}^3$) definiert werden, in welchem hohe Kennwerte sowie eine gute Reproduzierbarkeit der Eigenschaften erreicht werden. Beide Grenzen entsprechen hierbei in guter Übereinstimmung dem Ergebnis der ersten Versuchsreihe. Allerdings wird der nutzbare Energiedichtebereich nach oben nun auch durch einen Abfall der mechanischen Eigenschaften aufgrund von Zersetzungseffekten beschränkt. Diese obere Grenze konnte für die Formiga in Kapitel 5.1.2 und 5.2.6 nur anhand des Auftretens runder Zersetzungsporen bzw. einer Porositätszunahme festgelegt werden. Als Ursache für die verstärkten Effekte kommt eine Veränderung der Materialqualität in Form einer geringeren Stabilisierung gegen Oxidation in Frage. Andererseits könnte nach Kapitel 5.2.1 auch ein erhöhter Sauerstoffgehalt in der Prozessatmosphäre zur Verschiebung der Zersetzungsgrenze geführt haben. Mangels Angabe eines Messwertes in der Anlagensoftware lässt sich diese Vermutung jedoch nicht bestätigen.

Wie in der ersten Versuchsreihe (Kapitel 5.1) zeigen auch die Ergebnisse der dritten Versuchsreihe signifikante Abweichungen von den auf Basis der Volumenenergiedichte angenäherten Fitkurven. Ziel der Untersuchungen ist jedoch hauptsächlich gegenüber Störgrößen robuste Prozessparametersätze zu identifizieren. Zu diesem Zweck werden auf Basis des verwendeten IV-optimalen Versuchsplanes wiederum Regressionsmodelle entsprechend der in Kapitel 4.4.1 beschriebenen Vorgehensweise aufgebaut. Die aufgestellten Modelle werden neben der üblichen ANOVA zusätzlich nach der „Propagation of Error“-Methode (POE) ausgewertet. Auf dieser Basis können für die Parameter Laserleistung (A), Hatchabstand (B) und Scangeschwindigkeit (C) Einstellungen ermittelt werden, für welche die Bauteileigenschaften möglichst wenig durch die Störgrößen Entnahmetemperatur (D) und Aufrischnrate (E) beeinflusst werden. Die entsprechenden Regressionsgleichungen sind in Form der jeweiligen Koeffizienten in Tabelle 5-10 zusammengefasst. Die zugehörigen ANOVA-Analysen sind im Anhang in Tabelle 9-30 bis Tabelle 9-36 dargestellt. Alle Modelle sind signifikant und weisen einen nicht signifikanten Fehler auf, sodass sie geeignet sind die Datenbasis zu beschreiben. Ähnlich der ersten Versuchsreihe verfügen alle Modelle über eine hohe Güte. Mit einem minimalen Wert für R-Squared predicted von 0,824 können alle Regressionsgleichungen zur Vorhersage von Bauteileigenschaften genutzt werden.

Im Vergleich zu Versuchsblock 1 ergeben sich teilweise veränderte Haupteinflüsse, Tabelle 5-10. Während in den ersten Versuchen der größte Einfluss durch die Schichtstärke ausgeübt wurde, wird diese in der dritten Versuchsreihe bei einem Wert von 0,1 mm konstant gehalten. Somit treten andere Effekte mehr in den Vordergrund. Zwar bilden auch hier der Hatchabstand (B), die Scangeschwindigkeit (C) sowie deren Wechselwirkung (BC) ähnlich der ersten Versuchsreihe in vielen Modellen die Haupteinflüsse. Gleichzeitig ergibt sich aber insbesondere für die Laserleistung (A) ein stärkerer Einfluss, wie beispielsweise in den Modellen für die Bauteildichte, das E-Modul oder die Zugfestigkeit innerhalb der Bauebene. Auch die Wechselwirkungen der Laserleistung mit dem Hatchabstand (AB) sowie

der Scangeschwindigkeit (AC) haben nun einen deutlich stärkeren Einfluss auf die Ausprägung der Bauteileigenschaften. Eine Erhöhung der Energiedichte durch entsprechende Parameteränderungen der Laserleistung, des Hatchabstandes sowie der Scangeschwindigkeit verbessert insbesondere die Schichtanbindung, wie die entsprechenden Faktoreinflüsse für die Bruchdehnung in z-Richtung zeigen. Gleichzeitig führen derartige Parametereinstellungen aber auch zu einem Anstieg der Kennwerte in den kritischen Bauraumebereichen und tragen somit signifikant zur Verbesserung der Reproduzierbarkeit innerhalb des Bauraumes bei.

Tabelle 5-10: Aufgestellte Regressionsmodelle für die mechanischen Eigenschaften

	E-Modul					Zugfestigkeit					Bruchdehnung					Bauteildichte	
	x0/y0	STABW x0/y0	z90 Mitte	z90 Ecken	z90 Ecke vl	x0/y0	STABW x0/y0	z90 Mitte	z90 Ecken	z90 Ecke vl	x0/y0	STABW x0/y0	z90 Mitte	z90 Ecken	z90 Ecke vl	Dichte	STABW
y ₀	1785	27,3	1797	1749	1689	50,6	0,387	49,3	49,2	46,1	21,3	1,736	16,7	12,2	6,2	0,976	0,0016
A	-41,4	3,4	-23,1	-15,2	-16,7	-0,7	0,151	0,1	-0,2	1,5	-0,2	-0,084	1,3	0,4	1,5	-0,010	0,0030
B	40,2	-3,8	26,2	31,5	18,1	0,9	-0,142	-0,2	-0,1	-2,5	0,2	-0,012	-1,8	-1,1	-1,8	0,012	-0,0036
C	33,0	-5,6	12,0	5,5	-8,8	0,6	-0,080	0,2	-0,1	-2,4	0,4	0,189	-1,8	-1,9	-1,2	0,011	-0,0021
D	0,0	2,9	6,9	14,4	9,1	0,1	-0,001	0,1	-0,2	0,3	-0,5	0,050	-0,4	0,5	0,0	0,004	0,0002
E	11,3	-7,5	27,3	20,0	73,5	0,7	-0,055	0,9	1,0	2,7	-0,1	0,120	0,7	0,6	0,8	0,006	0,0016
AB	--	--	15,1	11,6	13,4	0,5	-0,063	0,5	0,7	1,5	1,4	--	1,6	--	--	0,006	-0,0019
AC	33,3	--	27,1	36,6	38,2	0,6	-0,119	1,2	0,8	1,9	0,5	0,200	1,0	1,0	--	0,005	-0,0019
AD	--	6,6	--	--	--	--	0,042	--	--	-0,8	--	--	-1,0	-0,4	--	0,001	0,0019
AE	--	--	--	--	--	--	-0,063	--	0,3	-0,9	1,2	-0,069	--	0,3	--	--	0,0011
BC	-29,3	--	-22,6	-12,0	-49,0	-0,7	0,216	-1,5	-0,8	-2,7	-0,7	-0,115	-2,1	-2,0	--	-0,008	0,0030
BD	-14,6	-3,9	--	-14,5	26,2	--	-0,063	--	-0,2	2,3	0,4	0,341	0,8	0,3	1,1	-0,004	-0,0020
BE	--	--	--	11,5	--	--	0,098	--	--	--	--	--	--	-0,4	-0,7	--	-0,0011
CD	-8,7	-4,1	--	--	-20,7	--	--	--	--	--	0,8	--	--	0,4	--	--	0,0009
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	-0,2	--	--	-0,185	--	--	-0,7	0,004	0,0005
DE	40,2	-2,2	24,2	22,4	59,0	0,6	-0,085	0,8	0,4	1,0	--	--	--	--	--	--	-0,0014
A ²	--	--	-23,4	-48,1	--	--	--	-1,8	-0,5	--	--	0,444	--	--	0,9	0,006	0,0023
B ²	-50,3	--	-40,3	-29,9	-85,6	-0,7	0,122	--	-1,0	-4,1	--	0,147	-1,3	-1,1	-0,7	-0,007	0,0024
C ²	-22,3	--	--	--	--	--	0,055	--	-0,7	--	-0,9	--	--	--	--	-0,008	0,0010
D ²	--	-3,3	--	--	--	--	--	0,9	--	--	--	-0,223	--	--	--	-0,004	0,0017
E ²	--	--	-15,3	--	--	-0,5	--	--	--	--	--	-0,242	--	--	--	-0,005	0,0016
R ²	0,978	0,913	0,957	0,953	0,968	0,969	0,988	0,962	0,969	0,980	0,961	0,982	0,971	0,978	0,954	0,994	0,998
R ² _{adjust}	0,959	0,859	0,921	0,907	0,942	0,949	0,974	0,935	0,930	0,964	0,927	0,959	0,951	0,958	0,927	0,986	0,995
R ² _{pred}	0,899	0,856	0,839	0,824	0,914	0,929	0,913	0,901	0,879	0,934	0,853	0,918	0,905	0,928	0,873	0,929	0,944

Haupteffekt 1
 Haupteffekt 2
 Haupteffekt 3
 Haupteffekt 4

Zusätzlich wird der Einfluss der Materialqualität in Form der Auffrischrate A_R (Faktor E) auf die Bauteileigenschaften untersucht. Es zeigt sich, dass hauptsächlich das E-Modul und die Zugfestigkeit durch die Auffrischrate beeinflusst werden. Eine erhöhte Schmelzefähigkeit verbessert hier insbesondere die Kennwerte in Aufbaurichtung. Überraschenderweise wird die als besonders sensibel auf Prozesseinflüsse reagierende Bruchdehnung in Aufbaurichtung kaum durch die Materialqualität beeinflusst. Die Entnahmetemperatur des Baubehälters aus dem Bauraum T_E (D) übt dagegen in den seltensten Fällen und wenn nur in Wechselwirkung mit einem anderen Faktor einen Haupteinfluss aus. Insgesamt betrachtet, zeigen sich auch für die dritte Versuchsreihe durch Faktorwechselwirkungen und nicht lineare Einflüsse geprägte Prozesszusammenhänge. Die aufgestellten Regressionsgleichungen bilden in Kombination mit der POE-Methode die Basis zum Auffinden robuster Prozessparameter unter Anwendung numerischer Optimierungsverfahren.

5.3.3 Identifizierung von Einflussgrößen auf die Maß- und Formhaltigkeit

Im Gegensatz zur ersten Versuchsreihe werden in der dritten Versuchsreihe neben den mechanischen Eigenschaften auch Aspekte der Maß- und Formhaltigkeit betrachtet. Einerseits gilt es generelle Aussagen über deren Ausprägung beim Laser-Sintern abzuleiten. Andererseits sollen Kennwerte für den, hinsichtlich der Reproduzierbarkeit der Bauteileigenschaften, optimalen Energiedichtebereich ermittelt werden. Neben der Maßhaltigkeit in den einzelnen Baurichtungen und deren Standardabweichung (Bild 5-43), werden erstmals auch Ebenheits- und Parallelitätsabweichungen bei lasergesinterten Bauteilen untersucht

(Bild 5-44). Alle Kennwerte werden anhand von im Bauraum verteilten Rahmenkörpern entsprechend Bild 4-3 ermittelt.

Da die Skalierung der Bauteile lediglich für Standardparameter erfolgt ist, geben die in Bild 5-43a dargestellten Verläufe für die absolute Maßhaltigkeit lediglich qualitativ die Abhängigkeit der Maße von der Energiedichte an. Es zeigt sich, dass Innenmaße mit zunehmender Energiedichte immer kleiner und Außenmaße immer größer werden. Eine höhere Energiedichte führt hier zum stärkeren Aufwachsen der Bauteile. Zum einen wird die Laserspurs mit höherem Energieeintrag größer [50], zum anderen können angrenzende Partikel aufgrund des höheren Temperaturniveaus der Schmelze leichter angeschmolzen werden (vgl. Kapitel 5.2.5). Minimale Unterschiede zwischen Außen- und Innenmaßen sind aufgrund der angewendeten Skalierungswerte etwa bei $E_V = 0,33 \text{ J/mm}^3$ zu finden. Die Bauteilhöhe wird dagegen kaum durch die Energiedichte beeinflusst, Bild 5-43a. Aus der Literatur ist hier bekannt, dass eine Erhöhung des Energieeintrages zu einer zunehmendem Übersinterung führt, wodurch das Bauteil in z-Richtung wächst [50, 92]. Dieser Effekt wird im Rahmen der Validierungsuntersuchungen bewusst unterdrückt. Hierzu wird der Energieeintrag der ersten drei Schichten zur Erzielung einer optimalen Rauheit und Formhaltigkeit an der Bauteilunterseite auf maximal $E_V = 0,276 \text{ J/mm}^3$ begrenzt. Dadurch kann für die meisten Parametereinstellungen die bei hohen Energieeinträgen typische Bauchbildung an der Bauteilunterseite verhindert werden. Insgesamt betrachtet zeigt sich, dass sich beim Laser-Sintern bei geeigneter Skalierung für Bauteilabmessungen zwischen 10 und 35 mm geringe mittlere Maßabweichungen von unter 0,05 mm einstellen. Wird zusätzlich der Einfluss der Positionierung berücksichtigt (Bild 5-43b), ergibt sich, dass auch geringe Standardabweichungen erreicht werden können. Insbesondere für niedrige Energiedichten von $E_V = 0,22 \text{ J/mm}^3$ können geringe Streuungen der Abmaße von unter 0,03 mm erzielt werden. Die größten Standardabweichungen finden sich für Bauteilinnenmaße innerhalb der xy-Ebene. Die Bauteilaußenmaße innerhalb der Bauebene und in Aufbaurichtung weisen dagegen geringere Abweichungen auf. Alle Verläufe aus Bild 5-43b können durch einen linearen Fit angenähert werden, wobei zum Teil deutliche Abweichungen von der angenäherten Kurve auftreten. Dies deutet auf eine stärkere Abhängigkeit von einzelnen Prozessparametern hin.

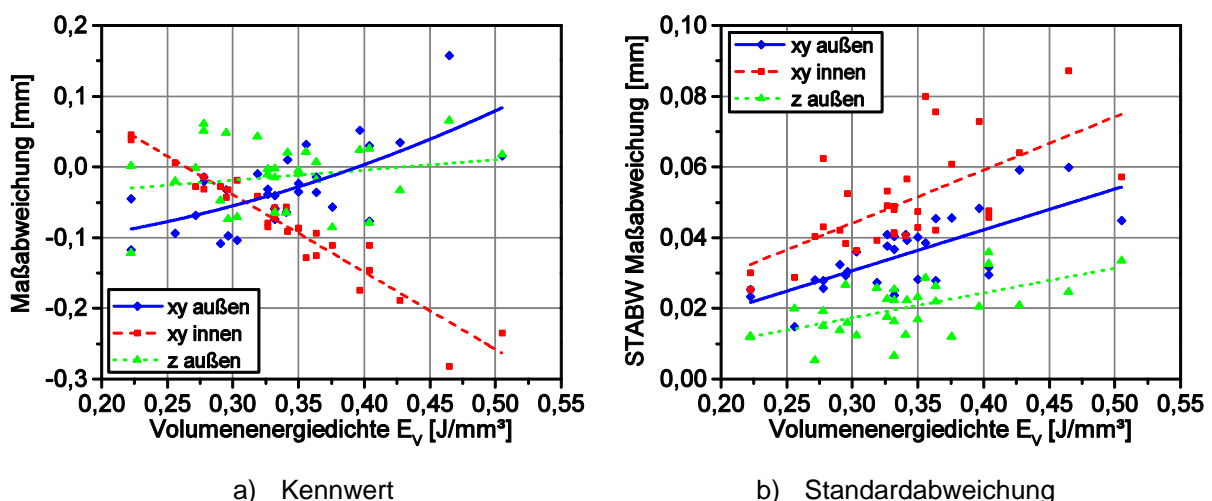


Bild 5-43: Maßhaltigkeit als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Die ermittelten Zusammenhänge verdeutlichen jedoch auch, dass optimale mechanische Eigenschaften und geringe Schwankungen bezüglich der Maßhaltigkeit gegenläufige Effekte darstellen. Optimale und reproduzierbare mechanische Eigenschaften gehen somit mit einer Verschlechterung der Maßhaltigkeit einher. Für den optimalen Energiedichtebereich von $E_V = 0,325$ bis $0,37 \text{ J/mm}^3$ (vgl. Kapitel 5.3.2) liegt die Standardabweichung mit 0,06 mm

knapp doppelt so hoch wie für $E_V = 0,22 \text{ J/mm}^3$. Somit ergibt sich bei einer Bauteillänge von 35 mm und einer mittleren Maßabweichung von 0,05 mm eine maximale Maßabweichung von 0,11 mm. In der für Kunststoffbauteile gültigen Norm DIN 16742 entspricht diese einer Einordnung in Toleranzgruppe TG 4 für nicht werkzeuggebundene Herstellungsverfahren.

In Bild 5-44 sind die Verläufe der Parallelitäts- und der Ebenheitsabweichung jeweils als Funktion der Volumenenergiedichte E_V dargestellt. Die ermittelten Zusammenhänge geben hierbei erstmals überhaupt detaillierte Angaben zu diesen Kennwerten beim Laser-Sintern. Wie für die Standardabweichung der Maßabweichung zeigen sich auch hier mit E_V zunehmende Formabweichungen und somit wiederum ein den mechanischen Eigenschaften gegenläufiges Verhalten. Bezüglich der Parallelität (Bild 5-44a) weisen die Bauteilaußenflächen in der xz- bzw. yz-Ebene die höchsten Formabweichungen auf. Dieser Effekt verstärkt sich mit steigendem Energieeintrag. Die hiermit verbundenen höheren Schmelzetemperaturen im Querschnitt nach der Belichtung bewirken hier zunehmend ein Aufwachsen der Bauteile (vgl. Kapitel 5.2). Durch Temperaturen oberhalb der Materialschmelztemperatur können mehr Partikel am Bauteilrand angeschmolzen werden, welche die beobachtete Formabweichung bedingen. Für die Flächen in der xz- und yz-Ebene kann jeweils ein Polynom zweiten Grades in guter Näherung angepasst werden. In der xy-Ebene ergeben sich dagegen größere Abweichungen von der angenäherten Gerade. Für niedrige Energiedichten von unter $E_V = 0,25 \text{ J/mm}^3$ können Parallelitätsabweichungen von unter 0,065 mm erzielt werden. Im hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften optimalen Energiedichtebereich muss dagegen mit Abweichungen von bis zu 0,12 mm gerechnet werden, Bild 5-44a.

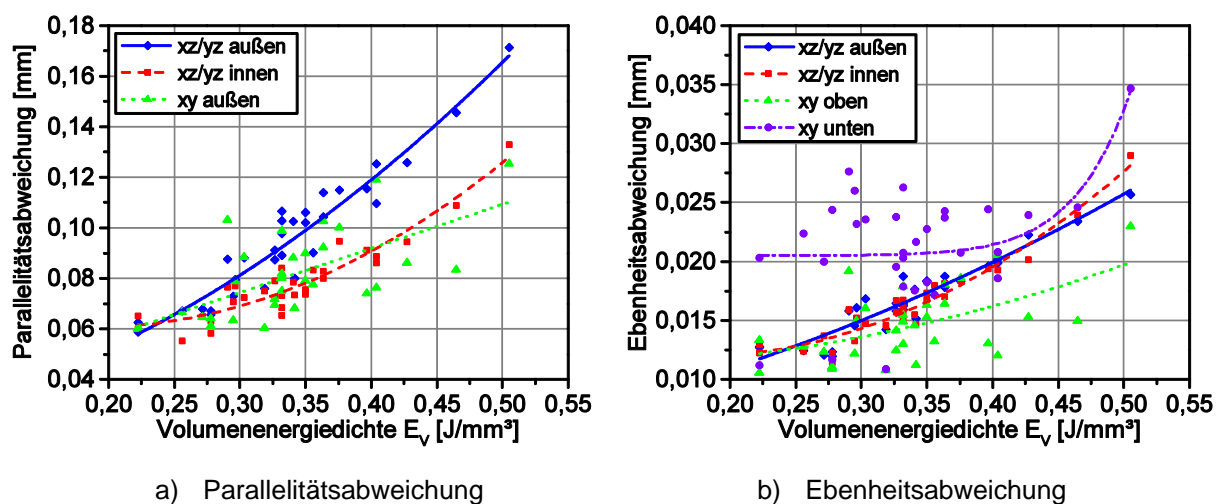


Bild 5-44: Parallelitäts- und Ebenheitsabweichung als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Bezüglich der Ebenheit ergeben sich ähnliche Ergebnisse, Bild 5-44b. Signifikante Unterschiede zeigen hier insbesondere die Ebenheitsabweichungen für die Bauteilober- und -unterseite. Während an der Oberseite die geringsten Abweichungen im Vergleich auftreten, weist die Unterseite die höchsten Ebenheitsabweichungen mit einem von den anderen Kurven abweichenden Verlauf auf. Ursache für dieses Verhalten ist hauptsächlich die bereits beschriebene Anpassung der Energiedichte in den drei untersten Schichten des Bauteils. Hieraus resultiert der annähernd horizontale Verlauf der Fitkurve für Energiedichten bis $E_V = 0,40 \text{ J/mm}^3$. Oberhalb steigt die Formabweichung dann stark an. Der hohe Energieeintrag bewirkt hier, trotz der reduzierten Energiedichte im Down-Skin-Bereich, eine Übersinterung mit Bauchbildung. Diese verursacht dementsprechend die beobachteten hohen Ebenheitsabweichungen. Für niedrige Energiedichten kann für alle betrachteten Flächen, auch die Bauteilunterseite, eine geringe Ebenheitsabweichung von ca. 0,013 mm erreicht werden. Im optimalen Verarbeitungsbereich steigt diese auf Werte von bis zu 0,025 mm. Vor

allen an der Bauteilunterseite können hier die Werte kaum reduziert werden. Insgesamt betrachtet, spiegeln sich in den Ergebnissen mit gegenläufigen Verhalten von Maßhaltigkeit und mechanischen Eigenschaften auch die unterschiedlichen Strategien der Firmen 3D-Systems und EOS wider. Während 3D-Systems durch niedrigere Energieeinträge insbesondere eine sehr gute Maß- und Formhaltigkeit einstellt, versucht EOS ein ausgewogenes Gleichgewicht zwischen guten mechanischen Eigenschaften und ausreichender Maß- und Formhaltigkeit zu erreichen. Generell ist jedoch mit einer Optimierung der mechanischen Eigenschaften eine Verschlechterung der Maß- und Formhaltigkeit verbunden. Dieser kann zukünftig nur durch weitere softwaretechnische Maßnahmen ähnlich der Up-Skin- und Down-Skin-Strategie entgegengewirkt werden, welche eine Übersinterung bzw. ein Bauteilwachsen in oberflächennahen Bereichen verhindern.

Wie für die mechanischen Eigenschaften werden auch für die Maß- und Formhaltigkeit Regressionsmodelle entsprechend Kapitel 4.4.1 aufgestellt. Lediglich für die Ebenheit der Bauteilunterseite wird kein Modell erstellt, da diese durch die Anpassung des Energieeintrages im Down-Skin-Bereich nicht mehr durch die Prozessparameter beschrieben werden kann. Die entsprechenden Regressionsgleichungen sind in Form der jeweiligen Koeffizienten in Tabelle 5-11 zusammengefasst. Die zugehörigen ANOVA-Auswertungen finden sich im Anhang in Tabelle 9-37 bis Tabelle 9-41. Auch hier können wiederum Modelle von jeweils hoher Güte aufgestellt werden, welche sich zur Vorhersage der Eigenschaften eignen.

Tabelle 5-11: Aufgestellte Regressionsmodelle für die Maß- und Formhaltigkeit

	Maßhaltigkeit xy-Ebene außen		Maßhaltigkeit xy-Ebene innen		Maßhaltigkeit z-Richtung außen		Parallelitätsabweichung			Ebenheitsabweichung		
	ABW	STABW	ABW	STABW	ABW	STABW	xz/ly-Ebene Außenflächen	xz/ly-Ebene Innenflächen	xy-Ebene Außenflächen	xz/ly-Ebene Außenflächen	xz/ly-Ebene Innenflächen	xy-Ebene Oberseite
y_0	-0,039	0,0381	-0,074	0,0462	-0,013	0,0212	0,0970	0,0713	0,0768	0,0163	0,0157	0,0142
A	0,023	0,0092	-0,051	0,0108	0,006	0,0002	0,0152	0,0121	0,0084	0,0021	0,0022	0,0008
B	-0,038	-0,0069	0,051	-0,0098	0,000	-0,0042	-0,0165	-0,0089	-0,0062	-0,0025	-0,0023	-0,0007
C	-0,033	-0,0049	0,052	-0,0057	-0,001	-0,0041	-0,0209	-0,0121	-0,0114	-0,0028	-0,0026	-0,0021
D	-0,009	0,0008	0,003	0,0004	0,010	0,0007	--	0,0005	0,0015	--	0,0005	--
E	0,042	0,0006	-0,013	0,0053	0,051	0,0023	-0,0071	-0,0020	-0,0134	-0,0009	-0,0005	-0,0025
AB	--	--	0,010	--	--	--	-0,0034	-0,0056	0,0052	-0,0006	-0,0007	--
AC	-0,007	-0,0045	0,019	-0,0045	--	0,0024	-0,0048	-0,0023	--	--	-0,0006	-0,0005
AD	--	-0,0045	--	--	0,004	0,0027	--	--	0,0056	--	--	--
AE	0,014	0,0020	-0,015	0,0043	-0,016	--	--	-0,0027	--	--	--	--
BC	0,018	--	-0,016	-0,0033	--	0,0016	0,0066	0,0044	--	--	0,0011	--
BD	0,012	0,0055	--	--	--	-0,0030	--	--	--	--	--	--
BE	--	-0,0031	0,016	-0,0057	0,017	0,0013	--	--	--	--	--	--
CD	0,011	--	-0,004	0,0062	-0,007	--	--	--	--	--	0,0005	--
CE	--	--	0,010	--	0,010	--	--	--	0,0037	-0,0005	--	0,0013
DE	--	--	--	--	-0,012	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	-0,011	--	-0,0050	--	--	--	--	--
B ²	--	--	-0,012	--	--	0,0056	--	--	0,0062	0,0009	--	--
C ²	0,020	--	-0,019	--	0,008	--	0,0052	0,0058	--	--	0,0013	0,0007
D ²	--	-0,0031	0,012	--	--	-0,0059	--	-0,0036	--	--	--	--
E ²	--	--	--	0,0042	--	--	--	0,0083	--	--	--	--
R ²	0,984	0,974	0,997	0,962	0,987	0,950	0,983	0,980	0,939	0,951	0,972	0,935
R ² _{adjust}	0,973	0,953	0,994	0,936	0,975	0,904	0,975	0,965	0,909	0,936	0,957	0,914
R ² _{pred}	0,950	0,897	0,979	0,875	0,946	0,805	0,961	0,945	0,887	0,907	0,925	0,888

Haupteffekt 1
 Haupteffekt 2
 Haupteffekt 3
 Haupteffekt 4

Anders als für die mechanischen Eigenschaften konzentrieren sich die Haupteinflüsse hier noch stärker auf die linearen Einflüsse der Laserleistung (A), des Hatchabstandes (B) und der Scangeschwindigkeit (C). Geringe Standardabweichungen der Maßhaltigkeit sowie geringe Formabweichungen werden vor allem für niedrige Laserleistungen sowie hohe Hatchabstände und Scangeschwindigkeiten erreicht. Auch hier zeigt sich ein den mechanischen Eigenschaften gegenläufiger Trend. Faktorwechselwirkungen üben nur vereinzelt einen starken Einfluss auf die Maßhaltigkeit aus. Die Formhaltigkeit wird dagegen kaum durch Wechselwirkungen oder nicht lineare Einflüsse bestimmt. Viele der entsprechenden

Terme werden sogar als nicht signifikante Effekte aus den Modellen entfernt. Darüber hinaus hat vor allem die Materialqualität (E) einen starken Einfluss auf die Maß- und Formhaltigkeit. Die Materialqualität bestimmt dabei vor allem das Absolutmaß. So führt eine höhere Schmelzefließfähigkeit zu einer zunehmenden Maßabweichung, während die Formabweichung gleichzeitig reduziert wird. Insgesamt betrachtet, bestätigen die gefundenen Korrelationen in weiten Teilen die im Stand der Technik beschriebenen Einflüsse und komplexen Zusammenhänge im Bezug auf die Form- und Maßhaltigkeit (Kapitel 2.2.6) bzw. ergänzen diese sinnvoll.

5.3.4 Ermittlung robuster Prozessparameter über die Propagation of Error-Methode

Basierend auf den in Kapitel 5.3.2 und Kapitel 5.3.3 aufgestellten Regressionsmodellen soll unter Nutzung der Propagation of Error-Methode nach Kapitel 4.4.1 ein robuster Prozessparametersatz ermittelt werden, welcher eine Prozessführung mit nur geringer Beeinflussung durch die Materialqualität und die Bauraumentnahmetemperatur ermöglicht. Die Modelle werden mit Hilfe der Wunschfunktion derart optimiert, dass sich für Bauteileigenschaften möglichst maximale bzw. isotrope Kennwerte mit einer homogenen Verteilung im Bauraum einstellen. Der POE-Wert wird in allen Fällen minimiert. Gegenüber den Versuchen aus Block 1 wird der auswertbare Versuchsraum in Block 3 um höhere Laserleistungen bis $P = 25 \text{ W}$ ergänzt. Dadurch sowie durch die zusätzliche Betrachtung von Störgrößen verändern sich die ermittelten optimalen Parameterwerte gegenüber Block 1. Die Laserleistung und der Hatchabstand erhöhen sich, während sich für die Scangeschwindigkeit nahezu derselbe Wert ergibt. Auf Basis dieser Optimierung können Vorhersagewerte für die einzelnen Zielgrößen ermittelt werden. Diese sind in Tabelle 5-12 zusammengefasst. Um diese Kennwerte zu erzielen, sollten hohe Auffrischraten verwendet und der Baubehälter möglichst bei einer Temperatur von $T_E = 42 \text{ °C}$ entnommen werden.

Tabelle 5-12: Vorhersage der Bauteileigenschaften und Streuungen auf Basis der aufgestellten Regressionsmodelle für den durch numerische Optimierung gefundenen Parametersatz

	Bauteildichte ρ_B [g/cm ³]		Orientierung/ Positionierung	E-Modul E_t [N/mm ²]		Zugfestigkeit σ_M [N/mm ²]		Bruchdehnung ε_B [%]	
	Wert \pm STABW	POE		Wert \pm STABW	POE	Wert \pm STABW	POE	Wert \pm STABW	POE
Dichte	0,972 \pm 0,006	0,005	x0/y0	1727 \pm 19	34	50,0 \pm 0,4	0,5	22,1 \pm 2,0	0,6
			z90 Mitte	1757	23	49	0,5	19,1	1,1
			z90 Ecken	1694	27	49,6	0,5	13,5	0,6
			z90 Ecke vl	1730	38	49,4	1,1	9,2	0,7

Baurichtung	Maßabweichung [mm]		Flächen	Parallelitätsabweichung [mm]		Flächen	Ebenheitsabweichung [mm]	
	Wert \pm STABW	POE Wert		Wert	POE Wert		Wert	POE Wert
xy-Ebene außen	0,035 \pm 0,050	0,020	xz/yz-Ebene Außenflächen	0,094	-	xz/yz-Ebene Außenflächen	0,017	0,001
xy-Ebene innen	-0,140 \pm 0,070	0,011	xz/yz-Ebene Innenflächen	0,084	0,005	xz/yz-Ebene Innenflächen	0,017	0,001
z-Richtung außen	0,023 \pm 0,021	0,017	xy-Ebene Außenflächen	0,067	0,007	xy-Ebene Oberseite	0,012	0,001

Für den optimierten Parametersatz stellen sich, insgesamt betrachtet, gute und insbesondere reproduzierbare Bauteileigenschaften ein, vgl. Tabelle 5-12. Die Dichte liegt mit über 0,97 g/cm³ im Bereich optimaler Werte (vgl. Kapitel 5.1.2 und 5.3.2). Gleichzeitig kann für das E-Modul und die Zugfestigkeit – unabhängig von der Position und Orientierung – eine sehr homogene Kennwertverteilung bzw. nahezu isotrope Kennwerte erreicht werden. Auch für die Bruchdehnung ergibt sich zumindest in Bauraummitte eine sehr niedrige Anisotropie

des Kennwertes von unter $\Delta\varepsilon_{0,xz} = 15 \%$ mit Bruchdehnungen in Aufbaurichtung von $\varepsilon_{B,z90} \approx 19 \%$. In den Bauraumecken sowie besonders in der Ecke vorne links, dem kältesten Bereich des Bauraumes (vgl. [38]), sinken die Kennwerte jedoch auch für den optimierten Parametersatz deutlich ab. Gegenüber der Nutzung von Standardparametern kann dennoch eine deutliche Steigerung und Homogenisierung der Kennwerte vor allem durch Erhöhung der Kennwerte in der Ecke vorne links erreicht werden. Im Rahmen der Studie (vgl. Kapitel 5.3.1) werden für den Standardparametersatz hier Festigkeitswerte von etwa $\sigma_{M,z90Ecke\,vl} = 39$ bis 45 N/mm^2 sowie Bruchdehnungswerte von $\varepsilon_{B,z90Ecke\,vl} = 4$ bis 5% erzielt. Die Bruchdehnung kann demnach gemäß der Vorhersage verdoppelt und die Zugfestigkeit an die Bauraummitte angeglichen werden, Tabelle 5-12. Gleichzeitig werden nur geringe Beeinflussungen der mechanischen Kennwerte durch die betrachteten Störgrößen vorhergesagt. Mit einer prozentualen Änderung des Kennwertes zwischen 4% und 8% haben die Störgrößen hierbei den größten Einfluss auf die Bruchdehnung in Aufbaurichtung. Im Bezug auf die Maßhaltigkeit weisen die Istmaße insbesondere die Bauteilinnenmaße mangels der Ermittlung geeigneter Skalierungs- und Offsetwerte größere Abweichungen vom Soll auf. Gleichzeitig wird die Maßhaltigkeit nur geringfügig durch die Störgrößen beeinflusst. Die positionierungsbedingten Maßabweichungen sind mit Werten von maximal $0,14 \text{ mm}$ sogar größer als der Einfluss einer Störgrößenvariation. Folglich stellt die Inhomogenität der Temperaturverteilung hier, wie für die Bruchdehnung, den stärkeren Störeinfluss dar. Gleichzeitig wird eine niedrige Parallelitätsabweichung unter $0,1 \text{ mm}$ und eine Ebenheitsabweichung von maximal $0,017 \text{ mm}$ mit jeweils äußerst geringem Einfluss der Störgrößen vorhergesagt.

5.3.5 Evaluierung von schichtzeitbedingten Prozesseinflüssen

Im Stand der Technik (Kapitel 2.2.6) wird ein signifikanter Einfluss der Schichtzeit t_s auf die Ausprägung der Bauteilqualität und hier vor allem auf die Maß- und Formhaltigkeit beschrieben. Im normalen Betrieb von Laser-Sinter-Anlagen ergeben sich bei der Bauteilanordnung im Bauraum zwangsläufig schwankende Belichtungsflächengrößen und damit Schichtzeiten. Deren Einfluss auf die Bauteileigenschaften ist bislang kaum untersucht. Entsprechend Kapitel 4.4.2 werden für die Formiga Versuche mit variierenden Bauteilanzahlen pro Schicht unter Vergleich des Standardparametersatzes (Standard) mit den in Block 1 (Kapitel 5.1.5; Val. 1) und in Block 3 (Kapitel 5.3.4; Val. 3) ermittelten optimierten Parametersätzen durchgeführt. Hierzu werden Pulver mit einem Anteil von $A_R = 50 \%$ Neupulver verwendet. Der MVR-Wert beträgt $31,3 \pm 0,6 \text{ cm}^3/10 \text{ min}$.

Bild 5-45 zeigt die Abhängigkeit des E-Modules E_t sowie dessen Standardabweichung σ_{Et} von der Bauteilanzahl pro Schicht. Innerhalb der Bauebene ergibt sich für das E-Modul $E_{t,x0}$ kein eindeutiger Trend, Bild 5-45a. Die Kennwerte schwanken im Bereich von unter 3% . Hierbei liegt $E_{t,x0}$ für Parametersatz Val. 1 und Val. 3 geringfügig höher als die Werte für den Standardparametersatz. Auffällig ist der Anstieg von $\sigma_{Et,x0}$ für geringe Bauteilanzahlen bei beiden optimierten Parametersätzen. Die ermittelten Standardabweichungen bewegen sich jedoch im Bereich der schichtzeitbedingten Schwankungen, so dass keine signifikanten Auswirkungen auf die Gesamtqualität zu erwarten sind. In Aufbaurichtung zeigt sich dagegen ein eindeutiger Trend, Bild 5-45b. Mit zunehmender Bauteilanzahl steigt das E-Modul $E_{t,z90}$ unabhängig vom Parametersatz um bis zu 6% an. Gleichzeitig wächst auch die Standardabweichung $\sigma_{Et,z90}$, wobei sich insbesondere für den optimierten Parametersatz aus Versuchsblock 1 eine reduzierte Streuung einstellt. Die Kennwerte der optimierten Parameter liegen annähernd auf demselben Niveau, während für den Standardparametersatz leicht höhere E-Modul-Werte erzielt werden. Ein Vergleich der Kennwerte in x-Richtung und in z-Richtung bei sich entsprechenden Schichtzeiten zeigt, dass sich vor allem für lange Schichtzeiten eine geringe Anisotropie einstellt. Generell liegt diese jedoch unter $\Delta E_{0,xz} = 5 \%$. Der

Standardparametersatz weist für das E-Modul hierbei insgesamt die geringste Anisotropie von unter $\Delta E_{O,xz} = 2,5 \%$ auf.

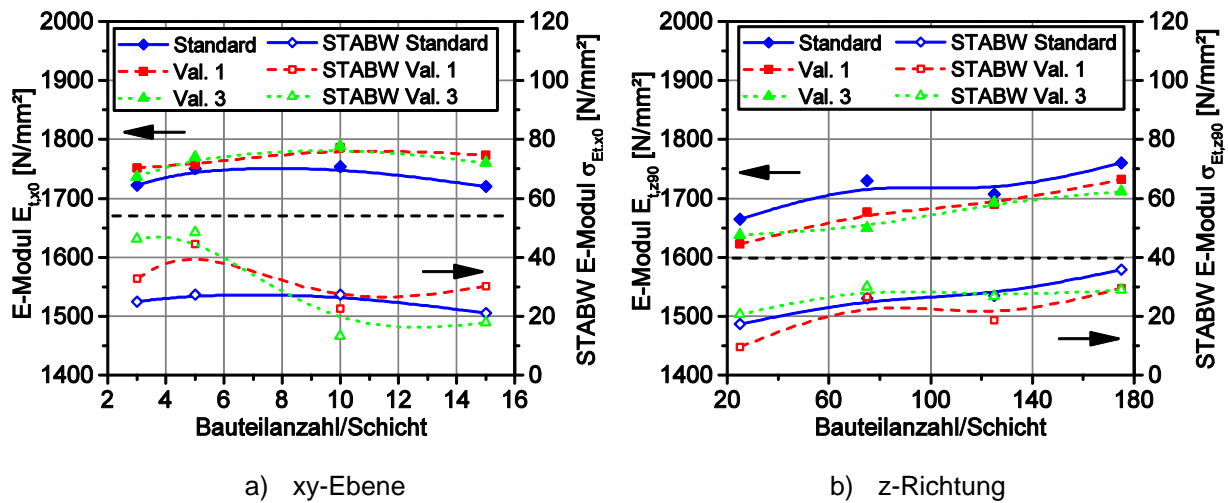


Bild 5-45: E-Modul E_t und zugehörige Standardabweichung σ_{E_t} in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht und der Bauteilorientierung

Werden die sich als Mittel einstellenden Kennwerte mit den vorhergesagten Werten aus Kapitel 5.1.5 und 5.3.4 verglichen, zeigen sich für den Parametersatz Val. 3 nur geringe Abweichungen. Die E-Modul-Werte für den Parameter Val. 1 liegen dagegen vermutlich aufgrund der in Kapitel 5.3.2 beschriebenen Chargenänderungen bzw. unterschiedlichen Konditionierungsdauern deutlich über denen aus Versuchsblock 1. Die Abweichung beträgt hier bis zu 10 %.

Die entsprechenden Zusammenhänge zur Abhängigkeit der Zugfestigkeit σ_M von der Schichtzeit t_s sind in Bild 5-46 dargestellt. Auch hier zeigt sich eine geringe Beeinflussung des Kennwertes innerhalb der Bauebene mit Werten zwischen $\sigma_{M,x0} = 50$ und $51,5 \text{ N/mm}^2$. Dabei liegen die Zugfestigkeits-Werte der optimierten Parametersätze erneut leicht über denen des Standardparametersatzes, Bild 5-46a. Die Standardabweichung wächst dagegen unabhängig vom Parametersatz mit zunehmender Bauteilanzahl pro Schicht an. Hierbei stellen sich insbesondere für den Parametersatz Val. 1 höhere Abweichungen von bis zu $\sigma_{\sigma M,x0} = 0,5 \text{ N/mm}^2$ ein. In Aufbauorientierung steigt die Zugfestigkeit, wie für das E-Modul beobachtet, mit zunehmender Bauteilanzahl pro Schicht um bis zu 5 % an, Bild 5-46b. Die Werte schwanken hierbei zwischen $\sigma_{M,z90} \approx 47 \text{ N/mm}^2$ und ca. $49,5 \text{ N/mm}^2$. Dabei besteht kaum ein Unterschied zwischen den einzelnen Parametersätzen. Für den Standardparametersatz und den Parametersatz Val. 1 nimmt gleichzeitig die Standardabweichung mit der Bauteilanzahl zu. Dagegen stellt sich für den Parameter Val. 3 unabhängig von der Schichtzeit ein annähernd konstantes Niveau von $\sigma_{\sigma M,z90} = 0,3 \text{ N/mm}^2$ ein. Wie für das E-Modul, sinkt auch im Falle der Zugfestigkeit der Grad der Anisotropie mit ansteigender Schichtzeit von maximal $\Delta \sigma_{O,xz} = 4,4 \%$ auf ca. 3-4 %. Wiederum zeigt der Standardparametersatz hier die geringste Anisotropie. Im Gegensatz zum E-Modul ergibt sich für die Zugfestigkeit eine bessere Übereinstimmung mit den vorhergesagten Werten aus Kapitel 5.1.5 und 5.3.4. Die Abweichung beträgt hierbei maximal 3 %.

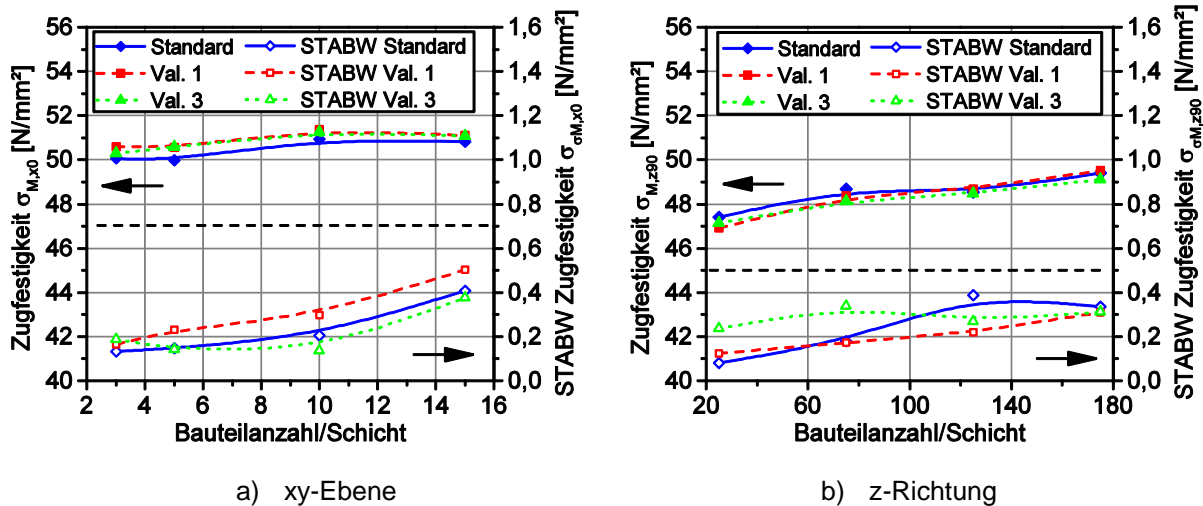


Bild 5-46: Zugfestigkeit σ_M und zugehörige Standardabweichung $\sigma_{\sigma M}$ in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht und der Bauteilorientierung

Für die Bruchdehnung ϵ_B zeigt sich, entgegen den Beobachtungen zu den anderen Bauteileigenschaften, auch innerhalb der Bauebene ein deutlicher Einfluss der Schichtzeit t_s auf den Kennwert, Bild 5-47a. So sinkt die Bruchdehnung $\epsilon_{B,x0}$ mit zunehmender Bauteilanzahl um bis zu 3 % ab. Dies entspricht einer prozentualen Abnahme von bis zu 12 %. Die Standardabweichung innerhalb der Bauebene $\sigma_{\epsilon B,x0}$ liegt mit Werten zwischen 1 und 2 % auf dem gleichen Niveau wie in Kapitel 5.3.2. Hierbei ergibt sich kein eindeutiger Zusammenhang zur Schichtzeit.

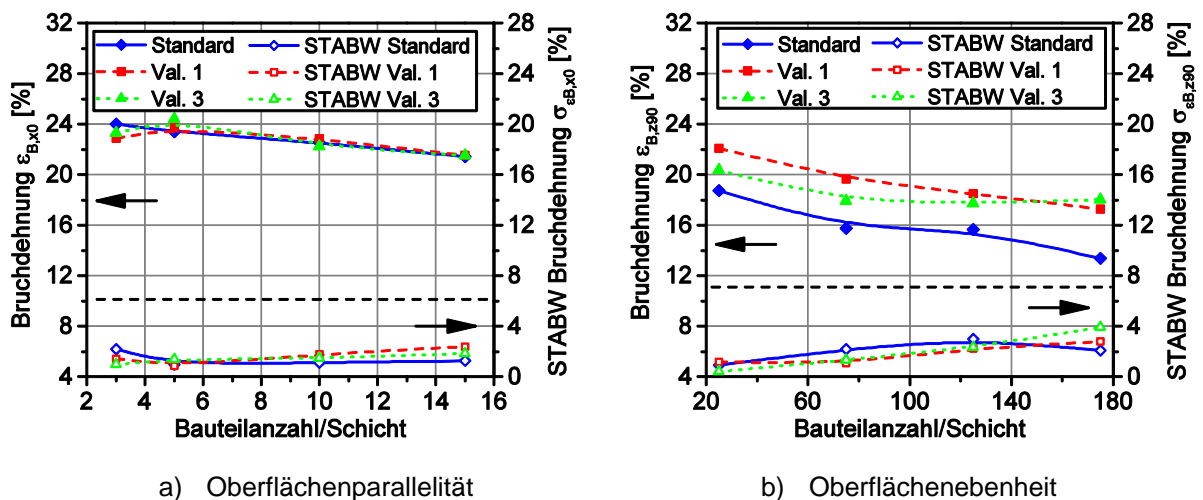


Bild 5-47: Bruchdehnung und zugehörige Standardabweichung in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht und der Bauteilorientierung

In Aufbaurichtung ergeben sich erstmals signifikante Unterschiede zwischen den optimierten Parametersätzen und dem Standardparametersatz, Bild 5-47b. $\epsilon_{B,z90}$ weist für Val. 1 und Val. 3 um bis zu 4 % höhere Werte auf. Gleichzeitig ist ein ähnlicher Zusammenhang zwischen den Kennwerten und der Bauteilanzahl pro Schicht wie innerhalb der Bauebene zu beobachten, allerdings auf einem etwas niedrigeren Kennwertniveau. Insbesondere für den Standardparametersatz und Val. 1 besteht eine starke Abhängigkeit von der Schichtzeit. Die Bruchdehnung sinkt zwischen minimaler und maximaler t_s um bis zu 5 % ab. Dies entspricht einer prozentualen Abnahme von fast 30 %. Für den Parametersatz Val. 3 beträgt die maximale prozentuale Abweichung dagegen nur 12 % und liegt somit auf dem Niveau der Bauebene. Somit führt Val. 3 zu geringeren Schwankungen der Bruchdehnung bei Variation der Zykluszeit t_s . Gegenüber den anderen Parametersätzen wird in diesem Fall demnach

eine höhere Prozessreproduzierbarkeit erreicht. Insgesamt betrachtet, belegen die Ergebnisse wiederum die starke Abhängigkeit der Bruchdehnung ϵ_B von Prozesseinflüssen. Gleichzeitig zeigt sich für die Bruchdehnung gegenüber den anderen mechanischen Kennwerten eine entgegengesetzte Abhängigkeit zur Schichtzeit. Während sich die Kennwerte für das E-Modul bzw. für die Zugfestigkeit mit zunehmender Belichtungszeit kaum verändern bzw. ansteigen, nimmt die Bruchdehnung und damit die Duktilität der Bauteile deutlich ab.

Im Falle der Bruchdehnung ergeben sich die größten prozentualen Abweichungen zwischen den Orientierungen mit Werten zwischen $\Delta\epsilon_{O,xz} = 33$ und 41 % für den Standardparametersatz. Die optimierten Parameter führen hingegen zu einer deutlichen Reduktion der Anisotropie. Für Val. 1 liegt der prozentuale Unterschied zwischen $\Delta\epsilon_{O,xz} = 14$ und 24 %. In beiden Fällen steigt der Wert mit zunehmender Bauteilanzahl pro Schicht. Für Val. 3 schwankt der Wert zwar zwischen $\Delta\epsilon_{O,xz} = 19$ und 28 %, allerdings ergibt sich hier im Gegensatz zu den anderen Parametersätzen für lange Belichtungszeiten die geringste Abweichung von $\Delta\epsilon_{O,xz} = 19$ %. Gleichzeitig weichen die für Val. 3 ermittelten Werte für ϵ_B nur um etwa 3 % von den in Kapitel 5.3.2 vorhergesagten Bruchdehnungen ab. Die prozentualen Abweichungen zwischen den für Val. 1 gemessenen Bruchdehnungen und den vorhergesagten Werten aus Kapitel 5.1.5 liegen dagegen für die Kennwerte in Aufbaurichtung bei bis zu 8 % und somit erneut, wie für das E-Modul, auf einem hohen Niveau. Eine bessere Übereinstimmung ergibt sich dagegen mit den für den optimalen Energiedichtebereich gemessenen mittleren Bruchdehnungswerten von ca. 19 % (Kapitel 5.1.2 Bild 5-7a). Dieses lässt auf eine Abweichung der Modellvorhersage vom realen Wert vermutlich aufgrund erhöhter Versuchsstreuungen schließen.

Auch die Bauteildichte ρ_B zeigt eine starke Abhängigkeit von der Schichtzeit t_S , Bild 5-48. Die Dichte steigt mit zunehmender Bauteilanzahl pro Schicht deutlich um bis zu $2,2$ % an. Die längere Schichtzeit führt hier also zu einer Erhöhung der Dichte auf Werte von bis zu $\rho_B = 0,984$ g/cm³. Dabei ergeben sich oberhalb von 30 Teilen pro Schicht für alle betrachteten Parametersätze nahezu identische Dichtewerte. Unterhalb bzw. für kurze Schichtzeiten zeigen sich dagegen deutliche Unterschiede. Die ermittelten Verläufe für den Standardparametersatz und Val. 3 weichen auch in diesem Fall nur geringfügig voneinander ab, Bild 5-48. So stellen sich für die geringste Bauteilanzahl pro Schicht Werte von $\rho_B = 0,970$ bzw. $0,968$ g/cm³ ein. Dagegen ergibt sich für Val. 1 eine deutlich stärkere Abnahme der Dichte auf nur noch $\rho_B = 0,962$ g/cm³. Dieses Verhalten kann durch die in Kapitel 5.3.2 beschriebenen Zusammenhänge für die Bauteildichte erklärt werden. Die Bauteildichte sinkt hier oberhalb eines Energieeintrages von $0,3$ J/mm³ erst leicht und dann zunehmend stärker ab. Die Energieeinträge der optimierten Parametersätze liegen jeweils oberhalb dem des Standardparametersatzes ($E_V = 0,34$ J/mm³). Dabei übersteigt die Energiedichte von Parametersatz Val. 1 die von Val. 3. Hieraus resultieren die geringeren Abweichungen von Val. 3 zum Standardparametersatz, sodass dieser auch hier, wie für die Bruchdehnung, robuster auf Veränderungen der Schichtzeit t_S reagiert. Gleichzeitig steigen bei allen Parametersätzen für sehr kurze und lange Schichtzeiten die Standardabweichungen σ_{ρ_B} an, Bild 5-48. Bei kurzen Schichtzeiten ist dieser Effekt für die optimierten Parametersätze aufgrund des höheren Energieeintrages (vgl. Kapitel 5.3.2) stärker ausgeprägt als für den Standardparametersatz. Dennoch liegen die gemessenen Standardabweichungen im Bereich der in Kapitel 5.3.4 vorhergesagten Spanne.

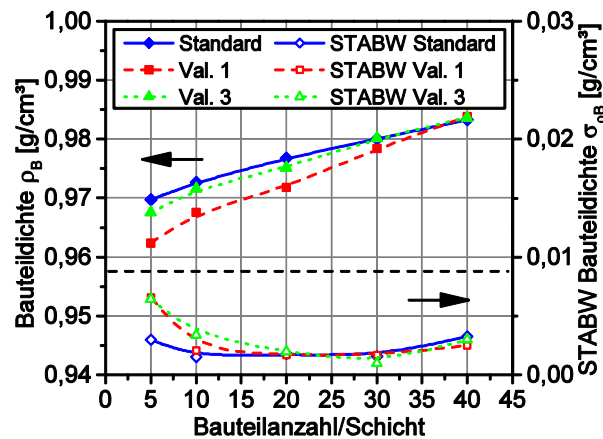


Bild 5-48: Bauteildichte ρ_B und zugehörige Standardabweichung σ_{ρ_B} in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht

Ein Vergleich der ermittelten Zusammenhänge für die Bruchdehnung in Aufbaurichtung $\varepsilon_{B,z90}$ und die Bauteildichte ρ_B zeigt, dass eine Veränderung der Schichtzeit t_s hinsichtlich dieser beiden Größen zu gegenläufigen Effekten führt. Während die Dichte für längere Schichtzeiten zunimmt, reduziert sich die Duktilität. Die Bauteildichte kann somit nicht allein ausschlaggebend für eine hohe Bruchdehnung $\varepsilon_{B,z90}$ sein. Auch in diesem Fall liefern die in Kapitel 5.2.3 gemessenen Schmelzetemperaturverläufe Hinweise für eine geeignete Erklärung. Die Temperaturverläufe nach der Belichtung zeigen insbesondere bei hohen Energiedichten ($E_A \geq 0,031 \text{ J/mm}^2$), dass die Schmelzetemperatur im Querschnitt nach Erreichen eines maximalen Niveaus etwa 10 s nach der Belichtung ($T_{S,10s}$) wieder langsam bis zum Pulverauftrag absinkt. Nachdem die Temperatur oberhalb der Materialschmelztemperatur T_M liegt, wird das kältere neu aufgetragene Pulver durch die Schmelze von unten mit aufgeheizt, vgl. Kapitel 5.2.8. Bei kurzen Schichtzeiten kann durch die höhere Temperatur des Schmelzefilms mehr Energie an die neue Schicht abgegeben werden, wodurch diese stärker von unten aufgeheizt wird. Dadurch können die Schichten besser miteinander verschmelzen. Dieser Effekt reduziert sich jedoch mit zunehmender Schichtdauer t_s aufgrund der absinkenden Schmelzetemperatur $T_{S,N}$. Somit verschlechtert sich bei langen Zykluszeiten die Schichtverschmelzung, wodurch die für die Bruchdehnung beobachteten Effekte begründet sind. Gleiches gilt auch für die Bruchdehnung innerhalb der Bauebene. Die aufgestellten Zusammenhänge deuten darauf hin, dass die für die Sinterstation ermittelten Temperaturverläufe (vgl. Kapitel 5.2) auch auf die Formiga übertragbar sind und damit die Theorie über die Fortführung der Aufschmelzvorgänge allgemein anwendbar ist. Die Variation der Schmelzetemperaturen vor dem Pulverauftrag liefert jedoch noch keine eindeutige Erklärung für die beobachteten schichtzeitabhängigen Verläufe der Bauteileigenschaften. Es liegt jedoch nahe, dass die beschriebenen Unterschiede in der Prozessführung für die Änderung der Eigenschaften verantwortlich sind.

Untersuchungen von Zarringhalam in [139] und Dupin in [318] zeigen, dass durch Variation der Prozessparameter und somit der Schmelzetemperaturen (vgl. Kapitel 5.2) die Bauteilkristallinität K beeinflusst wird. Werden die Energiedichte und damit die Schmelzetemperatur während und nach der Belichtung erhöht, sinkt der Kristallisationsgrad im Bauteil ab. Nach den Ergebnissen von Zarringhalam aus [139] führt hierbei ein geringerer Kristallisationsgrad zu einem Anstieg der Bruchdehnung. Damit einher geht jedoch gleichzeitig eine Abnahme des E-Moduls, der Zugfestigkeit sowie der Bauteildichte. Die beobachteten Abhängigkeiten zur Schichtzeit könnten folglich auf unterschiedliche Kristallisationsgrade K im Bauteil zurückgeführt werden, was im Folgenden durch DSC-Messungen an Bauteilen (vgl. Kapitel 4.1.2) nachgewiesen werden soll.

Qualitative Messungen der Bauteilkristallinitätsgrade K an mit den Parametersätzen Val. 1 und Val. 3 hergestellten z-Zugstäben bestätigen entsprechende Zusammenhänge, Bild 5-49. Der Kristallisationsgrad K steigt zwischen minimaler und maximaler Bauteilanzahl pro Schicht für den Parametersatz Val. 3 um ca. 2 % bzw. für Val. 1 sogar um fast 3 %. Dies entspricht einer prozentualen Variation um 8,5 % bzw. 11,2 %. Eine höhere Schmelztemperatur $T_{S,N}$ unmittelbar vor dem Pulverauftrag führt folglich zu einem niedrigeren Kristallisationsgrad K im Bauteil und damit zu einer höheren Bauteilduktilität. Gleichzeitig steigt K für längere Schichtzeiten durch das beschriebene Zeit-Temperatur-Verhalten und das Abkühlen der Schmelzeschicht vor dem Pulverauftrag. Die dichtere Anordnung der Moleküle in kristallinen Strukturen ist somit für die ermittelte Zunahme der Bauteildichte (vgl. [150]), der Zugfestigkeit und des E-Moduls verantwortlich. Die ermittelten Bauteilkristallinitätsgrade liegen zwischen $K = 25$ und 28 %. Die Ergebnisse stimmen hierbei annähernd mit den von Ajoku [234], Gießbach [46] und Zarringhalam [139] gemessenen Werten überein. Dementgegen liegen die von Dupin in [221, 318] ermittelten Werte stets über $K = 28$ % bei bis zu 35 %. Die Ergebnisse von Zarringhalam und Dupin zeigen zudem, dass schon geringe Unterschiede im Kristallisationsgrad K großen Einfluss auf die sich einstellenden Bauteileigenschaften und insbesondere die Bruchdehnung ϵ_B haben. Entsprechendes bestätigt sich für die Beobachtungen in dieser Versuchsreihe. Die Abhängigkeiten zur Bauteilkristallinität in Bild 5-49 begründen das für die Bruchdehnung in Aufbaurichtung $\epsilon_{B,z90}$ ermittelte Verhalten. Die gemessenen Werte für K verdeutlichen, dass die im Vergleich zu Val 3. höheren Bruchdehnungswerte für den Parametersatz Val. 1 auf einen niedrigeren Kristallinitätsgrad im Bauteil zurückgeführt werden können. Auch das Angleichen der Werte beider Parametersätze für lange Schichtzeiten t_S findet sich in Bild 5-49 wieder.

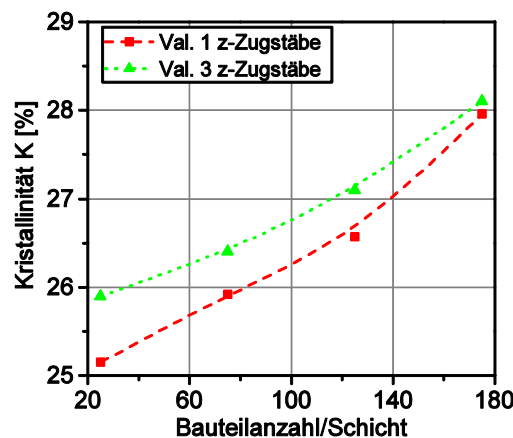


Bild 5-49: Werkstoffkristallinität K in z-Zugstäben in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht

Die Ursachen für die beobachtete Schichtzeitabhängigkeit des Kristallisationsgrades sind dagegen aus heutiger Sicht nur schwer nachvollziehen, da dazu der exakte Temperaturverlauf im Zwischenschichtbereich bekannt sein muss. Dieser kann jedoch mangels geeigneter Messmöglichkeiten nur durch Simulationsmodelle berechnet werden. Für eine genaue Vorhersage müssen hierzu jedoch erst die Erkenntnisse aus Kapitel 5.2 in entsprechende Modelle umgesetzt werden. Möglicherweise erfolgt bei langen Schichtzeiten t_S bzw. bei niedrigeren Schmelztemperaturen $T_{S,N}$ unmittelbar vor dem Pulverauftrag durch das aufgetragene kältere Pulver eine verstärkte Bildung von Kristallisationskeimen im Zwischenschichtbereich. Diese führen dann im weiteren Prozessverlauf zu einer stärkeren Auskristallisation im Bauteil. Ein entsprechender Nachweis hierzu muss jedoch in zukünftigen Studien erbracht werden.

Durch die Variation des Kristallisationsgrades K wird auch die Bauteilmaßhaltigkeit maßgeblich beeinflusst. Die Zunahme der Bauteildichte ρ_B bedingt eine Volumenschwindung im Bauteil. Entsprechendes kann auch anhand der schichtzeitabhängigen Verläufe für die Maßabweichung in Bild 5-50a nachvollzogen werden. Mit zunehmender Schichtzeit t_s bzw. steigendem Kristallisationsgrad K nimmt das Bauteilaußenmaß ab, während das Innenmaß wächst. Somit reduziert sich die Wandstärke des Rahmenkörpers durch die dichtere Packung der Moleküle. Gleichzeitig nimmt die Bauteilhöhe zu. Dieser Effekt tritt für alle drei Parameter gleichermaßen auf. Diese Zusammenhänge liefern erstmals einen belegbaren Erklärungsansatz für das von Blattmeier bei signifikanten Zykluszeitsprüngen beschriebene Auftreten von Absätzen in lasergesinterten Bauteilen (vgl. Kapitel 2.2.6) [218]. Bild 5-50a verdeutlicht, dass sich entsprechende Maßunterschiede im Bereich von mehreren zehntel Millimetern bewegen können und somit schon rein optisch feststellbar sind. Insgesamt betrachtet, werden – unabhängig vom Parametersatz – insbesondere bei mittleren Bauteilanzahlen pro Schicht geringe Maßabweichungen erreicht. Hierbei ergeben sich jedoch für den Standardparametersatz aufgrund der durchgeführten Skalierung die geringsten Abweichungen. Zusätzlich werden die Effekte betrachtet, welche sich aufgrund der Verteilung der Probekörper im Bauraum ergeben. Die entsprechenden Standardabweichungen sind für die unterschiedlichen Baurichtungen in Bild 5-50b in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht dargestellt. Im Gegensatz zur absoluten Maßabweichung werden die Werte kaum durch die Schichtzeit beeinflusst. Für den Standardparametersatz werden hierbei die geringsten Abweichungen erzielt. Ähnliche Werte werden trotz des höheren Energieeintrages auch für Parametersatz Val. 1 erreicht. Für den bezüglich der mechanischen Eigenschaften als optimal ermittelten Parametersatz Val. 3 ergeben sich dagegen die höchsten durch die Positionierung bedingten Maßabweichungen. Die Werte liegen dennoch auf dem Niveau der in Kapitel 5.3.4 vorhergesagten Werte und deutlich unter der Schwankungsbreite der absoluten Maßabweichung (Bild 5-50a).

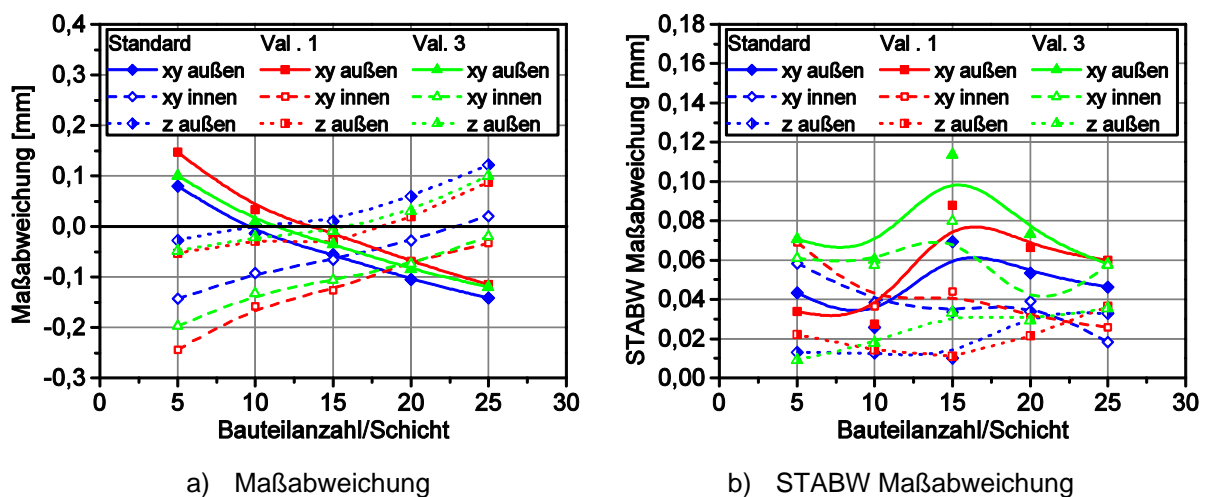


Bild 5-50: Maßabweichung in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht

Werden die Formabweichungen betrachtet, zeigen sich weitere durch die Schichtzeit t_s bedingte Effekte, vgl. Bild 5-51. Die Parallelitätsabweichung liegt bei allen Parametern für Bauteilanzahlen zwischen 5 und 20 unterhalb von 0,1 mm bzw. in den meisten Fällen sogar unter 0,075 mm (Bild 5-51a). Dies deckt sich mit den Ergebnissen aus Kapitel 5.3.3 sowie den Vorhersagen aus Kapitel 5.3.4. Für den Standardparametersatz ergeben sich wiederum die geringsten Formabweichungen, während im Gegensatz zur Maßhaltigkeit die größten Abweichungen nun für Val. 1 zu finden sind. Bei einer Bauteilanzahl von 25 Rahmenkörpern pro Schicht erhöht sich die Parallelitätsabweichung von Bauteilober- und -unterseite (xy außen) sprunghaft auf Werte von 0,12 bis 0,14 mm. Dieser Effekt tritt hierbei für alle

Parametersätze gleichmaßen auf. Für die anderen Flächen ist ein solcher dagegen nicht zu verzeichnen. Ein Vergleich mit den Ebenheitsabweichungen aus Bild 5-51b verdeutlicht, dass die sprunghafte Zunahme der Parallelitätsabweichung auf einen Anstieg der Ebenheitsabweichung auf der zugehörigen Bauteilober- und -unterseite zurückgeführt werden kann. Eine mögliche Ursache hierfür könnte sein, dass der erhöhte Volumenschwund bedingt durch die stärkere Kristallisation einen verstärkten Bauteilverzug hervorruft. Die übrigen Werte zur Ebenheitsabweichung liegen dagegen mit Ausnahme einiger Ausreißer bei 15 Bauteilen pro Schicht auf dem Niveau der vorherigen Kapitel. Für Parametersatz Val. 3 ergeben sich bezüglich der Formabweichungen gegenüber dem Standardparametersatz abgesehen von einem einzelnen Ausreißer nur geringfügig schlechtere Werte. Folglich ist für diesen optimierten Parametersatz mit einer nahezu gleichen Formhaltigkeit der Bauteile bei gleichzeitig besseren mechanischen Eigenschaften und nur geringfügigen Einbußen bezüglich der Maßabweichung zu rechnen.

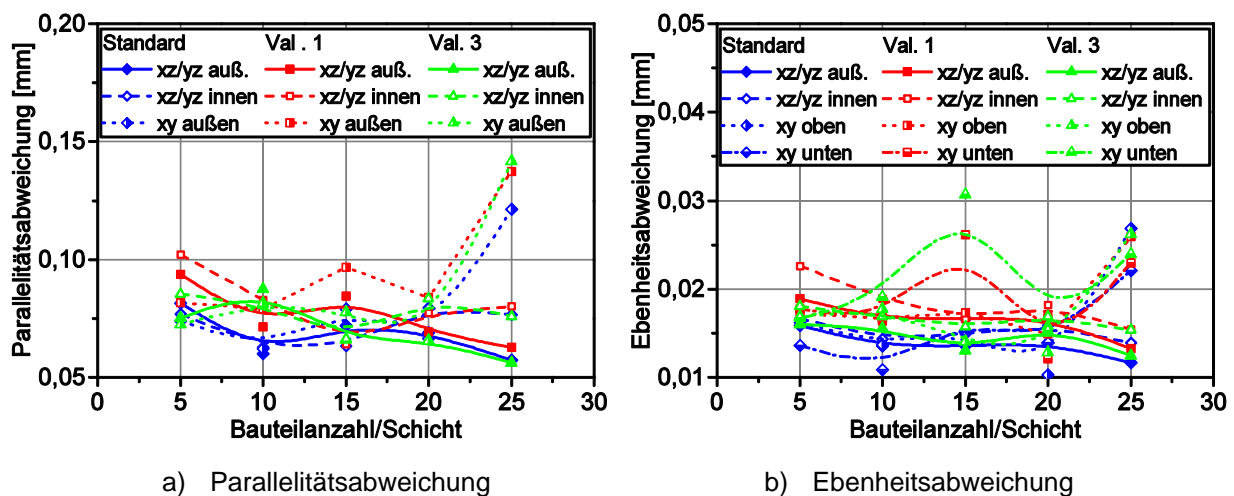


Bild 5-51: Formabweichung in Abhängigkeit der Bauteilanzahl pro Schicht

Die dargestellten Ergebnisse zur Schichtzeitabhängigkeit verdeutlichen, dass sich für Parametersatz Val. 3 eine im Vergleich zu den anderen beiden betrachteten Parametersätzen robustere Prozessführung einstellt. Insbesondere bezüglich der Bruchdehnung in Aufbaurichtung führt dieser Parametersatz zu einer geringeren Schwankungsbreite bei Variation der Schichtzeit. Die Robustheit dieses Parametersatzes zeigt sich auch bei einem Vergleich der positionsabhängigen Kennwertverteilungen mit dem Standardparametersatz. In Bild 5-52 bis Bild 5-54 sind die entsprechenden Verteilungen für das E-Modul $E_{t,z90}$, die Zugfestigkeit $\sigma_{M,z90}$ sowie die Bruchdehnung $\varepsilon_{B,z90}$ dargestellt. Zwar sind die Breite der Schwankungsbereiche sowie die Standardabweichungen annähernd gleich, dennoch ergibt sich für den Parametersatz Val. 3 eine homogenere Verteilung der Kennwerte. Insbesondere bei Vernachlässigung der Randzonen reduziert sich die Spanne des Schwankungsbereiches. Für $E_{t,z90}$ ergibt sich hier für den Parametersatz Val. 3 ein Schwankungsbereich von ca. 50 N/mm² im Vergleich zu 90 N/mm² beim Standardparametersatz, Bild 5-52. Für die Zugfestigkeit $\sigma_{M,z90}$ beträgt diese Spanne 0,6 N/mm² im Vergleich zu 1,2 N/mm² (Bild 5-53), für die Bruchdehnung $\varepsilon_{B,z90}$ 6 % zu 8 % (Bild 5-54). Die beiden Bruchdehnungsverteilungen (Bild 5-54) verdeutlichen zusätzlich, dass für Val. 3 in einem Großteil des Bauraumes deutlich höhere Bruchdehnungswerte als für den Standardparametersatz erzielt werden können. Insgesamt betrachtet, können folglich für den optimierten Parametersatz gegenüber den Standardparametern in einem größeren Bauraumbereich homogene Eigenschaften erreicht werden. Größere Abweichungen treten hier nur in den Bauraumrandbereichen auf, in welchen stets mit schlechteren Eigenschaften zu rechnen ist [38, 42, 323]. Zusätzlich zeigen die Kennwerte für den optimierten Parametersatz keine eindeutige Abhängigkeit von

der Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche, vgl. Kapitel 5.1.3. Dagegen folgt für den Standardparametersatz sowohl die Zugfestigkeits- als auch die Bruchdehnungsverteilung den gemessenen Vorheiztemperaturen.

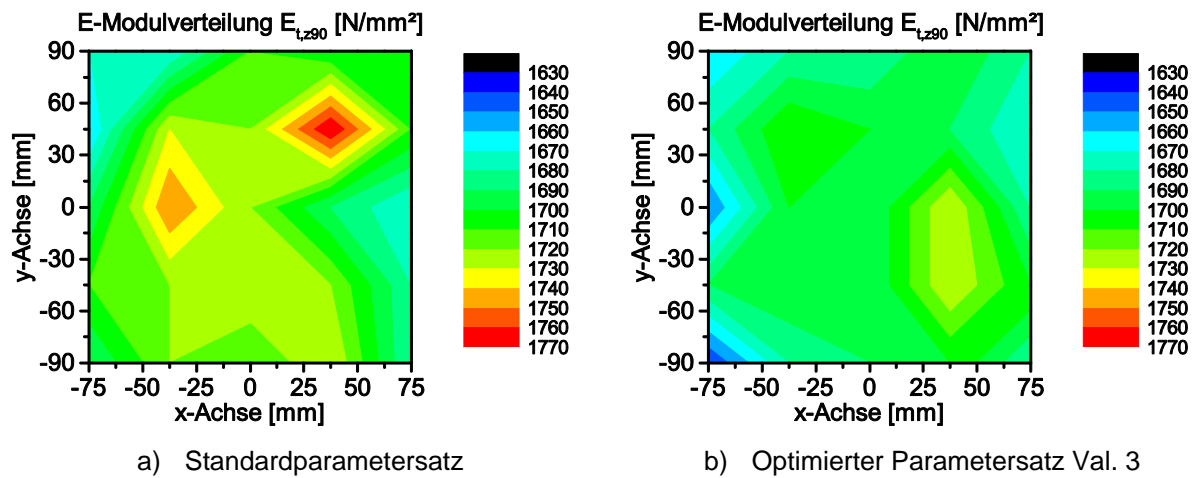


Bild 5-52: Kennwertverteilung des E-Modules $E_{t,z90}$ im Baufeld in Abhängigkeit des Parametersatzes

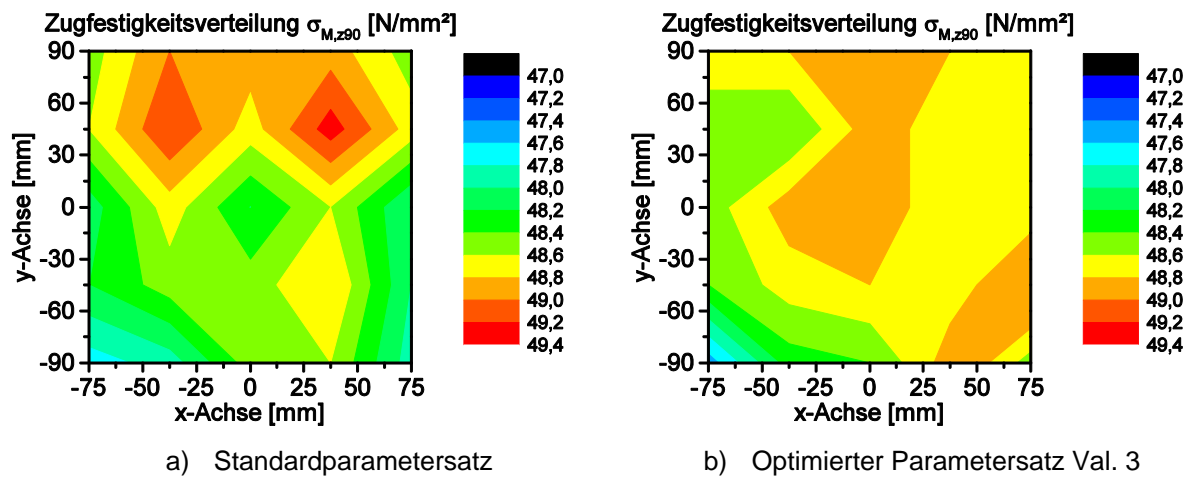


Bild 5-53: Kennwertverteilung der Zugfestigkeit $\sigma_{M,z90}$ im Baufeld in Abhängigkeit des Parametersatzes

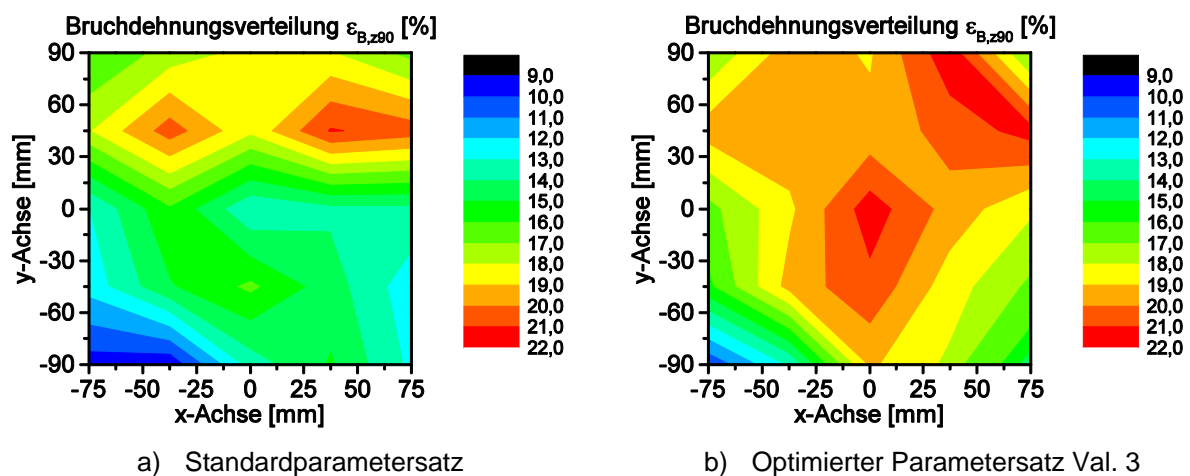


Bild 5-54: Kennwertverteilung der Bruchdehnung $\epsilon_{B,z90}$ im Baufeld in Abhängigkeit des Parametersatzes

5.3.6 Bewertung der Störgrößeneinflüsse auf die Prozessrobustheit

Die Ergebnisse aus Versuchsblock 3 zeigen, dass auf Basis von Parameteroptimierungen eine im Vergleich zu den Standardparametern robustere Prozessführung eingestellt werden kann. Als besonders qualitätsbeeinflussend wirken sich hierbei die Störgrößen Materialqualität (Kapitel 5.3.1, 5.3.2 und 5.3.3) und Schichtzeit (Kapitel 5.3.5) auf die Bauteileigenschaften aus. Dagegen ergeben sich für die Abkühlgeschwindigkeit im betrachteten Variationsbereich keine wesentlichen Einflüsse. Auf Basis der aufgestellten Regressionsmodelle (Kapitel 5.3.2 und 5.3.3) und unter Anwendung der Propagation of Error Methode (Kapitel 5.3.4) kann ein optimierter Parametersatz durch numerische Methoden ermittelt werden, welcher sich sowohl gegenüber dem Standardparametersatz als auch gegenüber dem optimierten Parametersatz aus Versuchsblock 1 (Kapitel 5.1.5) durch eine robustere Prozessführung auszeichnet. Die Störgrößen Materialqualität und Abkühlgeschwindigkeit führen bei einer Schwankungsbreite der Auffrischrate A_R von $\pm 5\%$ und der Entnahmetemperatur T_E um $\pm 10\text{ K}$ lediglich zu einer Variation der Bauteileigenschaften im Bereich der Standardabweichung. Eine optimale Prozessführung ergibt sich hierbei für eine hohe Materialqualität sowie eine relativ niedrige Entnahmetemperatur also einer langen Abkühlzeit innerhalb der Anlage.

Auch die im Rahmen der Validierung betrachtete Störgröße Schichtzeit t_S (vgl. Kapitel 5.3.5) führt für den ermittelten Parametersatz aus Versuchsblock 3 zu einer reduzierten Varianz der Kennwerte und insbesondere der besonders kritischen Prozessgröße Bruchdehnung. Die Bruchdehnung ε_B und deren Anisotropiegrad $\Delta\varepsilon_{O,xz}$ werden durch die Schichtzeit t_S besonders stark beeinflusst. Gleichzeitig zeigen die beiden Größen aufgrund der Variation des Kristallinitätsgrades K ein zu den anderen mechanischen Eigenschaften, deren Anisotropie und der Bauteildichte ρ_B gegenläufiges Verhalten. Hierdurch wird die Optimierung der Schichtzeit erschwert. Kurze Zykluszeiten t_S führen aufgrund eines geringen Kristallisationsgrades K zu einer hohen Bruchdehnung ε_B , aufgrund der höheren Schmelzetemperaturen $T_{S,N}$ vor dem Schichtauftrag zu einer guten Schichtanbindung sowie zumeist niedrigen Standardabweichungen. In Gegensatz dazu ergeben sich für lange Schichtzeiten t_S aufgrund eines höheren Kristallisationsgrades K eine höhere Dichte ρ_B , höhere E-Modul- E_t und Festigkeits-Werte σ_M sowie insbesondere ein geringere Anisotropie dieser Kennwerte ($\Delta E_{O,xz}$ und $\Delta\sigma_{O,xz}$). Gleichzeitig beeinflusst die Schichtzeit die Maßhaltigkeit der Bauteile, welche stark an die Schrumpfung durch die Kristallisation im Bauteil gekoppelt ist. Die Schichtzeiten sollten daher auf einen sinnvollen Variationsbereich eingeschränkt werden, um die Reproduzierbarkeit der Prozessergebnisse zu steigern. Zykluszeiten im Bereich von $t_S = 35$ bis 45 Sekunden stellen hier vor allem bei Nutzung des Parametersatzes Val. 3 einen sinnvollen Kompromiss zwischen den Optimierungsrichtungen dar. Begründet wird dies insbesondere dadurch, dass hier im Gegensatz zu den anderen Parametersätzen aufgrund des geringeren Absinkens der Bruchdehnung auch für längere Zykluszeiten eine geringe Anisotropie erreicht werden kann. Gleichzeitig belegen die Ergebnisse den starken Einfluss des Schmelzetemperaturverlaufes nach der Belichtung auf die Bauteileigenschaften.

5.4 Optimale Bauteileigenschaften für High-Speed-Laser-Sinter-Anlagen

Die Hersteller von Laser-Sinter-Anlagen verfolgen, wie in Kapitel 5.3.3 und 4.4.2 beschrieben, unterschiedliche Strategien, was die Energieeinbringung und insbesondere die verwendete Scangeschwindigkeit angeht. Im Rahmen der Untersuchungen aus Kapitel 5.1 wurden Anlagensysteme mit unterschiedlichen Scangeschwindigkeitsbereichen betrachtet. Dabei zeigt sich, dass für die Formiga mit im Vergleich niedrigen Scangeschwindigkeiten deutlich höhere Bruchdehnungen in Aufbaurichtung und somit eine deutlich bessere Schichtanbindung bei einem gleichzeitig niedrigeren Energieeintrag als für die Sinterstation erreicht

werden. Als Ursachen für dieses Verhalten werden in Kapitel 5.1 neben einer Laserleistungsreduzierung während des Prozesses aufgrund von Laser-Window-Beschlag, die vergleichsweise niedrige Schmelzefließfähigkeit des verwendeten Materials sowie die höhere Scangeschwindigkeit und die hierdurch verkürzte Wechselwirkungszeit von Laser und Pulver vermutet. Diese Effekte sollen im Folgenden hinsichtlich ihrer Gültigkeit überprüft werden.

5.4.1 Validierung der mechanischen Eigenschaften für die DTM Sinterstation 2500HS

Entsprechend Kapitel 4.4.2 werden Versuche nach Versuchsplan 3 (Tabelle 4-5) unter Nutzung einer DTM Sinterstation 2500HS mit einer durch das ATG-Upgrade (vgl. Kapitel 9.2) homogenen Pulveroberflächentemperatur ($\Delta T_{P,max} = 6 \text{ K}$) und verbesserten Laser-Window-Spülung durchgeführt. Um den Einfluss der Scangeschwindigkeit v und der Materialqualität auf die in Kapitel 5.1 für die Sinterstation ermittelten Zusammenhänge zu überprüfen, werden diese im Rahmen der Versuche variiert. Die betrachteten Scangeschwindigkeiten liegen hierbei nach Versuchsplan 3 (Kapitel 4.4.2) zwischen $v = 4000$ bis 11500 mm/s . Die Einzelwerte werden jeweils in einen niedrigen (4000 und 5500 mm/s), einen mittleren (7000 und 8500 mm/s) sowie einen hohen Bereich (10000 und 11500 mm/s) eingeteilt. Durch unterschiedliche Auffrischraten zwischen $A_R = 50$ und 70 % wird die Schmelzefließfähigkeit der verwendeten Materialien gezielt auf MVR-Werte zwischen $27,2$ und $41,4 \text{ cm}^3/10 \text{ min}$ eingestellt, vgl. Tabelle 5-13. Die größere Standardabweichung bei einer Auffrischrate von $A_R = 60 \text{ %}$ ergibt sich hierbei durch die Notwendigkeit unterschiedliche Neupulverchargen zur Mischung der Pulver zu verwenden, um für die Versuche ausreichende Pulvermengen zu erzeugen. Der niedrigste MVR-Wert entspricht hierbei in etwa dem des für Versuchsblock 1 verwendeten Materials. Die beiden anderen Qualitäten liegen dagegen deutlich über dem in [34] ermittelten MVR-Grenzwert für die Anlage, so dass hier mit keiner Beeinflussung der Bauteileigenschaften durch die Materialqualität zu rechnen ist.

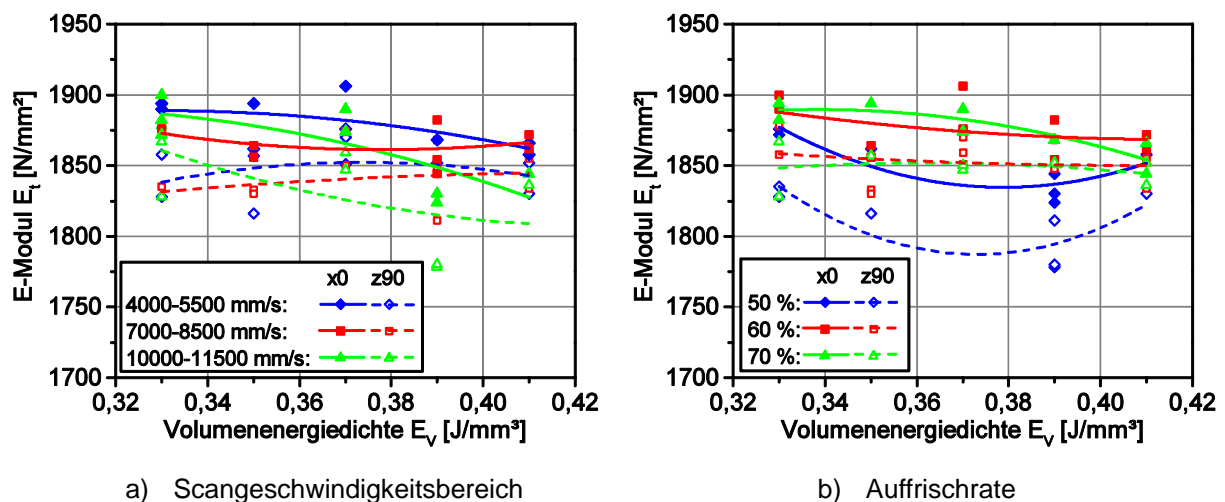
Tabelle 5-13: MVR-Wert der verwendeten Materialien in Abhängigkeit der Auffrischrate

Auffrischrate A_R [% Neupulver]	MVR-Wert \pm Standardabweichung [$\text{cm}^3/10 \text{ min}$]
50	$27,2 \pm 0,5$
60	$35,2 \pm 1,7$
70	$41,4 \pm 0,6$

Die Volumenenergiedichte wird im Rahmen der Versuche zwischen $E_V = 0,33$ und $0,41 \text{ J/mm}^3$, also in einem Bereich guter mechanischer Eigenschaften und nur geringer Zersetzungseffekte (vgl. Kapitel 5.1 und 5.2), variiert. Hierdurch werden für die betrachteten Dichtewürfel mit Kantenlängen von ca. 18 bis 24 mm sehr hohe Bauteildichten von $\rho_B = 0,985 \text{ g/cm}^3$ als Mittel aller Einzelversuche bei einer Standardabweichung von nur $0,003 \text{ g/cm}^3$ erreicht. Die Bauteildichte wird somit durch die Versuchsparameter kaum beeinflusst. Anders als in Kapitel 5.3 finden sich hier wie in Kapitel 5.1 keine Auswirkungen von Zersetzungseffekten, was möglicherweise auf eine besser stabilisierte Materialcharge für die Versuche sowie den geringen Restsauerstoffgehalt in der verwendeten Anlage von unter 1 % zurückzuführen ist.

Die für die einzelnen Versuchsparameter erzielten E-Modul-Werte E_t sind in Bild 5-55 als Funktion der Volumenenergiedichte E_V sowie in Abhängigkeit unterschiedlicher Scangeschwindigkeitsbereiche (Bild 5-55a) bzw. der Auffrischrate A_R (Bild 5-55b) dargestellt. Die zugehörigen Standardabweichungen σ_{E_t} für die einzelnen Scangeschwindigkeitsbereiche und Auffrischraten sind als Mittelwert in Tabelle 5-14 zusammengefasst und liegen mit Werten zwischen $\sigma_{E_t} = 25$ und 42 N/mm^2 auf dem Niveau der vorhergehenden Untersuchungen. Für den niedrigsten Scangeschwindigkeitsbereich sinkt das E-Modul innerhalb der Bauebene $E_{t,x0}$ mit zunehmender Energiedichte von ca. 1900 auf 1870 N/mm^2 ab. Dagegen

steigen die Werte für $E_{t,z90}$ erst leicht an und liegen dann annähernd konstant bei ca. 1850 N/mm². Dadurch nähern sich beide Kurven an, sodass sich insbesondere für Energiedichten über $E_V = 0,39$ J/mm³ geringe Unterschiede zwischen den Orientierungen ergeben, Bild 5-55a. Für Scangeschwindigkeiten von $v = 7000$ bis 8500 mm/s reduziert sich der Einfluss der Energiedichte. Mit Ausnahme der niedrigsten Energiedichte ($E_V = 0,33$ J/mm³) stellt sich generell eine geringe Anisotropie mit $\Delta E_{O,xz} < 3\%$ ein. Die Kennwerte liegen hierbei zwischen $E_t = 1825$ und 1875 N/mm². Für hohe Scangeschwindigkeiten sinken dagegen sowohl die Werte für $E_{t,x0}$ als auch für $E_{t,z90}$ mit zunehmender Energiedichte ab. Der Vergleich mit Bild 5-55b verdeutlicht, dass dieser Kennwertabfall hauptsächlich auf eine niedrigere Schmelzefließfähigkeit des Materials zurückzuführen ist. Dabei stellt sich generell für eine Auffrischrate von nur $A_R = 50\%$ ein niedrigeres Kennwertniveau mit stets deutlichen Abweichungen zwischen den Orientierungen ein. Für höhere Auffrischraten bzw. einem höheren MVR-Wert zeigen sich dagegen nur noch geringe Unterschiede zwischen den unterschiedlichen Materialqualitäten. Bezüglich reproduzierbarer Kennwerte mit geringer Anisotropie sollte die Materialqualität für die High-Speed-Laser-Sinter-Anlage somit deutlich über der ermittelten Schmelzindex-Grenze von 25 cm³/10 min liegen.



a) Scangeschwindigkeitsbereich b) Auffrischrate
Bild 5-55: E-Modul E_t als Funktion der Volumenenergiedichte E_V für unterschiedliche Bauteilorientierungen in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit v bzw. der Auffrischrate A_R

Tabelle 5-14: Validierung DTM Sinterstation 2500HS ATG: Mittlere Standardabweichungen der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des Scangeschwindigkeitsbereiches und der Auffrischrate

Scangeschwindigkeitsbereich [mm/s]	STABW E-Modul σ_{Et} [N/mm ²]		STABW Zugfestigkeit $\sigma_{\sigma M}$ [N/mm ²]		STABW Bruchdehnung $\sigma_{\varepsilon B}$ [%]	
	x0	z90	x0	z90	x0	z90
4000 - 5500	39,1	30,7	0,39	0,51	1,70	1,46
7000 - 8500	33,8	30,0	0,41	0,35	1,95	1,39
10000 - 11500	41,0	26,0	0,33	0,31	1,45	1,58

Auffrischrate A_R [%]	STABW E-Modul σ_{Et} [N/mm ²]		STABW Zugfestigkeit $\sigma_{\sigma M}$ [N/mm ²]		STABW Bruchdehnung $\sigma_{\varepsilon B}$ [%]	
	x0	z90	x0	z90	x0	z90
50	41,69	33,09	0,42	0,42	1,55	1,46
60	32,83	29,05	0,44	0,40	1,79	1,42
70	41,37	25,42	0,27	0,36	1,74	1,54

Insgesamt betrachtet, stellen sich, wie bereits in Kapitel 5.3 für die Formiga P100 beobachtet, auch hier um bis zu 200 N/mm² höhere Kennwerte als in Versuchsblock 1 (Kapitel 5.1) ein. Dabei gelten die gleichen Aussagen zu den Ursachen, wie sie für die Formiga in

Kapitel 5.3 getroffen wurden. Zusätzlich wirkt sich auch die veränderte Einstellung der Pulverbetttemperatur auf das Kennwertniveau aus, welche im Vergleich zur ersten Versuchsreihe zu einem insgesamt festeren Pulverkuchen führt. Ein Vergleich mit den Regressionsmodellen für die Sinterstation aus Kapitel 5.1.4 belegt, dass eine Zunahme der Pulverbetttemperatur einem Anstieg aller betrachteten Kennwerte bewirkt.

Die ermittelten Kennwertverläufe für die Zugfestigkeit σ_M (Bild 5-56a) zeigen, dass sich die Kurven der Kennwerte für die x- bzw. z-Richtung – unabhängig von der Scangeschwindigkeit v – für eine Zunahme der Energiedichte E_V annähern. Dadurch reduziert sich die Anisotropie $\Delta\sigma_{O,xz}$ für einen Anstieg von E_V . Dabei stellen sich für niedrige und mittlere Scangeschwindigkeiten ähnliche Verläufe ein. Für die höchsten Scangeschwindigkeiten fällt dagegen $\sigma_{M,x0}$ für Energieeinträge über $E_V = 0,37 \text{ J/mm}^3$ signifikant ab und nähert sich $\sigma_{M,z90}$ deutlich stärker an. Dadurch sinkt die Anisotropie in diesem Fall auf Werte unter $\Delta\sigma_{O,xz} = 2 \%$. Zwei Effekte scheinen für dieses abweichende Verhalten verantwortlich zu sein: Das Absinken der Zugfestigkeiten bei $E_V = 0,39 \text{ J/mm}^3$ wird hauptsächlich durch eine geringe Auffrischrate ($A_R = 50 \%$) für die entsprechenden Versuchspunkte verursacht, vgl. Bild 5-56b. Die niedrigen Kennwerte bei $E_V = 0,41 \text{ J/mm}^3$ insbesondere für $\sigma_{M,x0}$ können dagegen auf die für diesen Versuchspunkt verwendete Leistung von $P = 70,7 \text{ W}$ zurückgeführt werden. Diese stellt die maximal im Baufeld erreichbare Leistung des Lasers in der Sinterstation dar. Von den in Laser-Sinter-Anlagen verwendeten Lasern ist bekannt, dass ihre Ausgangsleistung am Maximalwert stärker schwankt, was sich insbesondere beim Scannen größerer Flächen, wie einem Zugstab in x-Richtung, auswirken kann. Standardparametersätze arbeiten daher stets mit niedrigeren Leistungen.

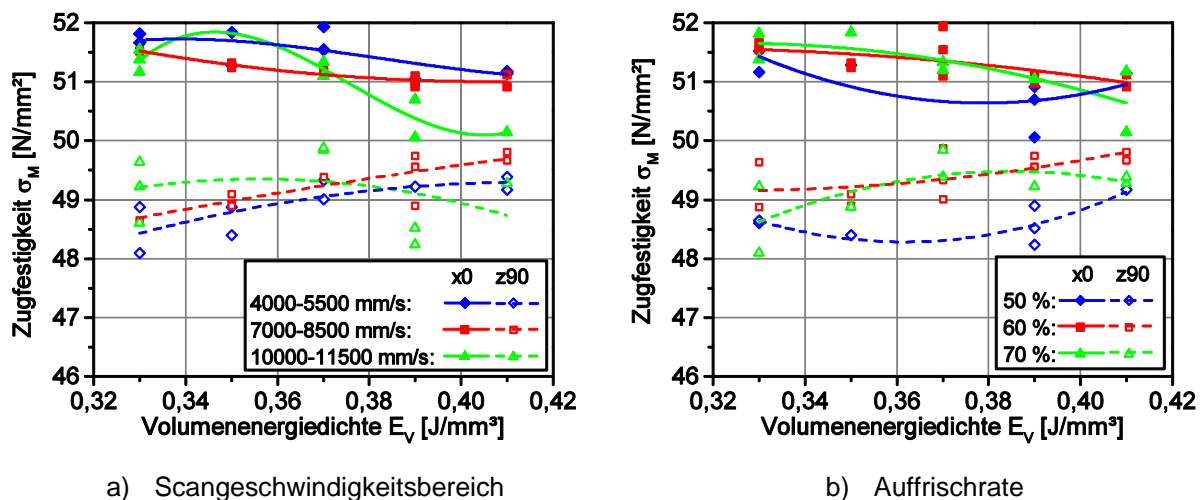


Bild 5-56: Zugfestigkeit σ_M als Funktion der Volumenenergiedichte E_V für unterschiedliche Bauteilorientierungen in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit v bzw. der Auffrischrate A_R

Wie für das E-Modul ergeben sich auch hier gegenüber Versuchsblock 1 (Kapitel 5.1) höhere Kennwerte, wobei die Zugfestigkeiten σ_M für Energiedichten im Bereich $E_V = 0,37$ bis $0,41 \text{ J/mm}^3$ etwa den für den optimierten Parametersatz aus Kapitel 5.1.5 vorhergesagten Werten entsprechen. Allerdings liegen die Kennwerte für $\sigma_{M,x0}$ entgegen der Vorhersage über denen für $\sigma_{M,z90}$. Entsprechend den Beobachtungen für das E-Modul, stellen sich auch für die Zugfestigkeit bei einer Auffrischrate von $A_F = 50 \%$ die niedrigsten Kennwerte sowie die höchste Anisotropie $\Delta\sigma_{O,xz}$ der Versuchsreihe ein, vgl. Bild 5-56b. Insbesondere in Aufbau-Richtung führt ein niedriger MVR-Wert zu einem Absinken von $\sigma_{M,z90}$ auf nur 48 bis 49 N/mm². Abweichend davon ergeben sich bei $A_F = 60 \%$ bzw. 70% zumeist höhere Kennwerte ($\sigma_{M,x0} \approx 50$ bis 52 N/mm^2 und $\sigma_{M,z90} \approx 48$ bis 50 N/mm^2). Gleichzeitig zeigt sich für diese Auffrischraten eine nahezu identische Abhängigkeit von der Energiedichte. Insgesamt

betrachtet, werden für MVR-Werte von über $35 \text{ cm}^3/10 \text{ min}$, mittlere Scangeschwindigkeiten sowie Energiedichten zwischen $E_V = 0,37$ und $0,41 \text{ J/mm}^3$ reproduzierbare Eigenschaften sowie eine geringe Anisotropie von unter $\Delta\sigma_{O,xz} = 4 \%$ erreicht. Die Standardabweichungen liegen hierbei mit Werten zwischen $\sigma_{\sigma M} = 0,3$ bis $0,5 \text{ N/mm}^2$ unabhängig von der Scangeschwindigkeit v und der Auffrischrate A_R auf einem niedrigen Niveau, Tabelle 5-14.

Für die Bruchdehnung ϵ_B ergeben sich noch deutlichere Unterschiede zur ersten Versuchsreihe aus Kapitel 5.1. Anders als vermutet, führen die durchgeführten Anlagenumbauten mit homogenerer Temperaturverteilung auf der Pulverbettsoberfläche und einer optimierten Laser-Window-Spülung sowie die Erhöhung der Vorratsbehältertemperatur von 90°C auf 110°C nicht zu einem Anstieg der Bruchdehnung in Aufbaurichtung $\epsilon_{B,z90}$, Bild 5-57a. Stattdessen stellen sich mit Bruchdehnungen bis $\epsilon_{B,z90} = 13 \%$ den optimalen Ergebnissen aus Kapitel 5.1 ähnliche Kennwerte ein. Hierbei ist jedoch zu beachten, dass anders als in Versuchsblock 1 im aktuellen Versuch die Werte über das gesamte Baufeld inklusive der Bauraumecken gemittelt sind. Wird der Einfluss der Scangeschwindigkeit bei konstanter Energiedichte betrachtet, zeigt sich, dass durch eine Zunahme von v und damit einhergehend durch eine höhere Laserleistung P die Schichtanbindung leicht verbessert wird. Eine gesteigerte Schmelzefließfähigkeit führt dagegen zu keiner Verbesserung von $\epsilon_{B,z90}$, vgl. Bild 5-57b. Die Kennwerte sinken sogar im Gegenteil für höhere Neupulveranteile leicht ab. Zusätzlich weisen auch die Bruchdehnungen für die Orientierung $x0$ gegenüber Versuchsblock 1 niedrigere Werte von $\epsilon_{B,x0} = 15$ bis 18% auf. Die gemittelten Standardabweichungen (Tabelle 5-14) liegen für beide Orientierungen im Bereich von $\sigma_{\epsilon B} = 1,4$ bis $2,0 \%$, wobei sich für die Aufbaurichtung trotz der Einbeziehung der Eckbereiche in den Kennwert mittlere Streuungen von nur $\sigma_{\epsilon B,z90} = 1,4$ bis $1,6 \%$ einstellen. Somit ergeben sich gegenüber den zuvor für die Formiga oder die Sinterstation durchgeführten Untersuchungen zum Teil deutlich niedrigere Abweichungen (vgl. Kapitel 5.1.2, 5.1.3 und 5.3.2). Dies veranschaulicht den positiven Einfluss des neu entwickelten Heizstrahlers mit einem Temperaturunterschied von nur $\Delta T_{Pmax} = 6 \text{ K}$ auf die Kennwertverteilung im Bauraum. Gleichzeitig unterstreichen die Ergebnisse die Notwendigkeit zur Optimierung der Temperaturführung im Bauraum.

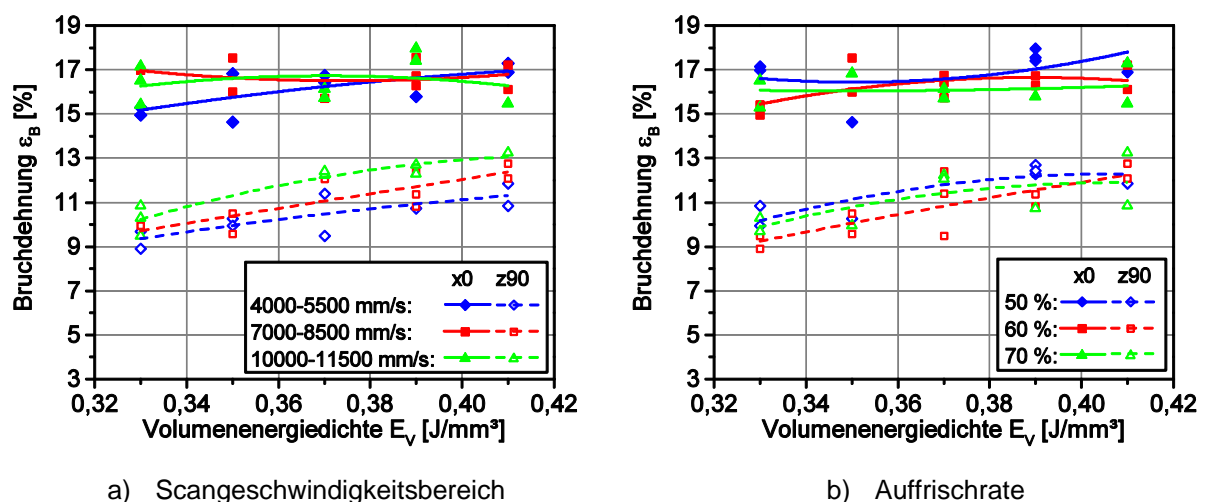


Bild 5-57: Bruchdehnung ϵ_B als Funktion der Volumenenergiedichte E_V für unterschiedliche Bauteilorientierungen in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit v bzw. der Auffrischrate A_R

Die erzielten Werte für $\epsilon_{B,z90}$ auf dem Niveau der ersten Versuchsreihe verdeutlichen, dass die in Kapitel 5.1 als Ursache vermuteten Effekte nicht die gegenüber der Formiga schlechtere Schichtanbindung von auf der Sinterstation hergestellten Bauteilen verursachen. Die Ergebnisse aus Kapitel 5.3.5 legen einen alternativen Erklärungsansatz nahe: Neben einer höheren Oberflächenrauheit R_z (vgl. Kapitel 5.1.2) könnten unterschiedliche Kristallisations-

grade für die geringere Duktilität bei der Sinterstation verantwortlich sein. Die exemplarisch durchgeführte, qualitative Messung des Kristallisationsgrades K an mit unterschiedlichen Energieeinträgen gefertigten z-Zugstäben bestätigt dies, Bild 5-58. Die Bauteilkristallinität liegt mit Werten von $K = 31$ bis 33 % deutlich über dem für die Formiga mit $K = 25$ bis 28 % gemessenen Niveau (vgl. Kapitel 5.3.5). Jedoch stimmen die Werte gut mit den von Dupin in [221, 318, 320] gemessenen Werten überein. Gleichzeitig zeigen die Ergebnisse, dass eine Erhöhung des Energieeintrages E_V eine Abnahme von K und damit verbunden eine Zunahme von $\varepsilon_{B,z90}$ bewirkt. Entsprechendes verschaulicht der Anstieg von $\varepsilon_{B,z90}$ von 10 % auf 12 % für die betrachteten mittleren Scangeschwindigkeiten in Bild 5-57a. Die beobachteten Unterschiede zwischen Sinterstation und Formiga hinsichtlich der Schichtanbindungsqualität lassen sich folglich auf abweichende Kristallinitätsgrade in den hergestellten Bauteilen zurückführen. Als Ursachen hierfür kommen, wie in Kapitel 5.2 und 5.3.5 ausgeführt, vor allem Unterschiede im Temperaturverlauf der Schmelze in Frage. Zudem scheinen sich die beobachteten Effekte durch den Umbau des Temperaturführungssystems (Kapitel 9.2) zu verstärken, da sich in Versuchsblock 4 anders als für Versuchsblock 1 auch für die Bruchdehnungen in x-Richtung ein niedrigeres Kennwertniveau einstellt. Die Effekte können des Weiteren auch nicht auf Unterschiede in der Zykluszeit, wie in Kapitel 5.3.5 für die Formiga beobachtet, zurückgeführt werden, da die Bauteilanzahlen je Schicht in Versuchsblock 1 und 4 nahezu identisch sind. Somit müssen weitere Einflüsse auf den Temperaturverlauf bzw. den Kristallisationsgrad in Betracht gezogen werden, welche zum einen die Unterschiede zur Formiga als auch zum Versuchsblock 1 begründen.

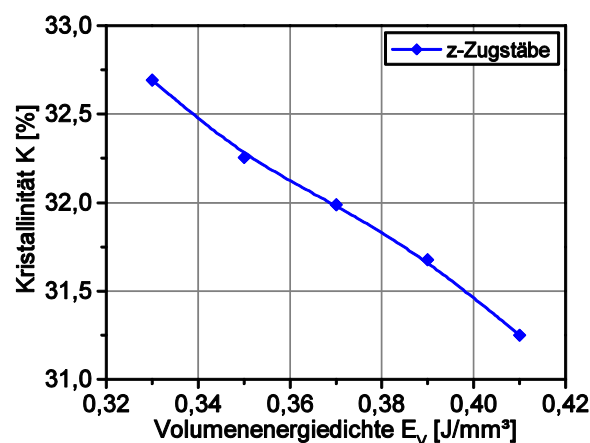


Bild 5-58: Qualitative Untersuchung der Werkstoffkristallinität K in z-Zugstäben als Funktion der Volumenenergiedichte E_V für mittlere Scangeschwindigkeiten ($v = 7000$ bis 8500 mm/s)
(D4: $E_V = 0,37$ J/mm³, D13: $E_V = 0,39$ J/mm³, D16: $E_V = 0,35$ J/mm³, D18: $E_V = 0,41$ J/mm³, D19: $E_V = 0,33$ J/mm³)

Als alternative Erklärung für die zwischen den betrachteten Anlagensystemen bestehenden Unterschiede in der maximalen Bruchdehnung in Aufbaurichtung kommen, wie in Kapitel 5.1.2 beschrieben, Effekte der Bauteiloberfläche insbesondere eine Kerbwirkung aufgrund der rauen Oberfläche in Frage. Aus Untersuchungen von Kaddar in [45] und Wegner in [242] ist bekannt, dass die Oberflächenqualität von lasergesinterten Bauteilen neben den Parametern für den Fill-Bereich ebenfalls durch den Energieeintrag bei der Belichtung der Bauteilaußenkontur beeinflusst wird. Um dessen Auswirkungen auf die Schichtanbindung bzw. die erzielbare Bruchdehnung in z-Richtung (Messung vgl. Kapitel 4.2.2) sowie die Oberflächenrauheit (Messung vgl. 4.2.4) zu analysieren, wird exemplarisch für drei Energiedichten ($0,36$ J/mm³, $0,38$ J/mm³ und $0,40$ J/mm³) die Laserleistung für die Outline-Belichtung nach Kapitel 4.4.2 variiert. Die entsprechenden Ergebnisse sind in Bild 5-59 in Abhängigkeit der Outline-Laserleistung dargestellt. Im Vergleich zur ersten Versuchsreihe (Kapitel 5.1.2) ergibt sich hier für die Sinterstation 2500 HS im Bereich optimaler Energie-

ichten ein etwas niedrigeres Kennwertniveau für die gemittelte Rautiefe. Die Werte liegen im Mittel bei ca. $R_z = 105$ anstatt $120 \mu\text{m}$, Bild 5-59a. Als Ursache hierfür kommt insbesondere die verwendete bessere Materialqualität mit einem MVR-Wert von $32,5 \pm 2,6 \text{ cm}^3/10 \text{ min}$ in Frage. Dennoch zeigt sich, dass das für die Formiga P100 erzielbare Rauheitsniveau von ca. $R_z = 90 \mu\text{m}$ selbst bei Variation der Outline-Laserleistung und besserer Materialqualität nicht erreicht werden kann. Somit besteht bei der Sinterstation trotz niedriger R_z -Werte im Vergleich zur ersten Versuchsreihe immernoch eine höhere Kerbwirkung. Gleichzeitig ergibt sich kein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem Energieeintrag für die Bauteilumrandung und der Rauheit, sodass hier andere Einflüsse zu überwiegen scheinen.

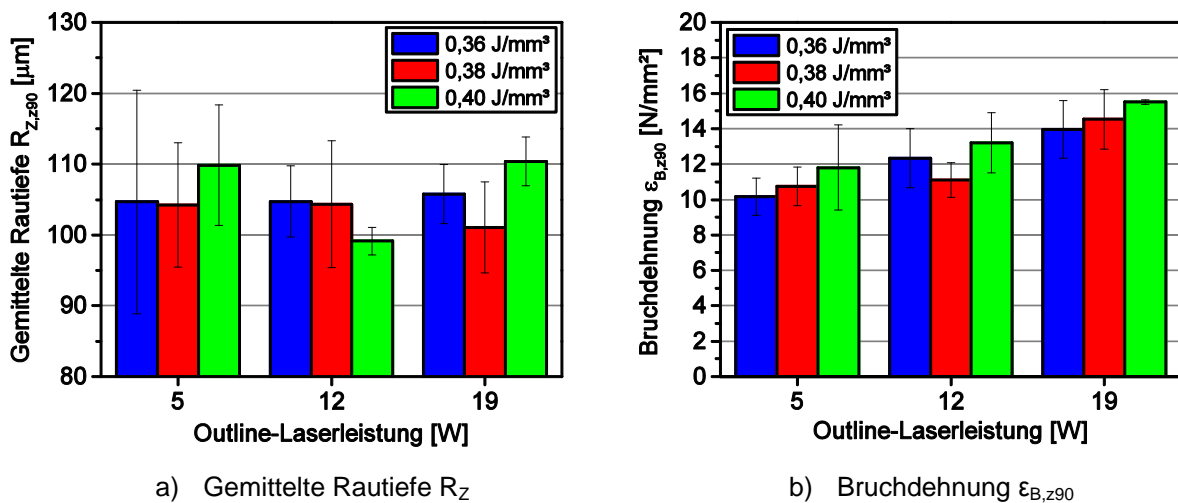


Bild 5-59: Einfluss der Laserleistung für die Bauteilumrandung auf die Oberflächenrauheit und die mechanischen Kennwerte

Zwischen der Outline-Laserleistung und der Bruchdehnung in Aufbaurichtung $\epsilon_{B,z90}$ besteht dagegen ein signifikanter Zusammenhang, Bild 5-59b. Unabhängig vom der im Fill-Bereich eingebrachten Volumenenergiedichte verbessert sich die Bruchdehnung $\epsilon_{B,z90}$ und somit die Schichtanbindung mit zunehmender Laserleistung für die Outline-Belichtung. Gleichzeitig steigt die Bruchdehnung in Aufbaurichtung, wie bereits zuvor beobachtet (vgl. Bild 5-57b), mit der Energiedichte an. Dabei stimmen die für die Standard-Outline-Laserleistung der Sinterstation von 5 W erzielten Kennwerte sehr gut mit den vorherigen Ergebnissen überein. Wird nun die Laserleistung für die Umrandung erhöht, steigt die Bruchdehnung in Aufbaurichtung. Für 19 W Outline-Laserleistung lassen sich Werte zwischen $\epsilon_{B,z90} = 14,5 \%$ und $15,5 \%$ erzielen. Gegenüber dem Maximalwert der Ergebnisse aus Bild 5-57 entspricht dies einer Erhöhung zwischen 10 % und 17 %. Durch eine Optimierung der Outline-Parameter kann somit auch für die Sinterstation die Bruchdehnung in z-Richtung gesteigert und die Anisotropie auf $\Delta\epsilon_{O,xz} \approx 15 \%$ (zugehörige $\epsilon_{B,x0} = 17,1 \%$ und $18,1 \%$) reduziert werden. Dabei wird jedoch trotz ähnlichen Grad der Anisotropie das Kennwertniveau der Formiga nicht erreicht. Eine Erhöhung der Outline-Laserleistung verbessert die Schichtanbindung insbesondere im kritischen Randbereich eines Bauteils. Dadurch wird die in Kapitel 5.1.2 Tabelle 5-1 für die Sinterstation beobachtete offene Randporosität und folglich die damit einhergehende Kerbwirkung verringert. Diese Verbesserung ist jedoch scheinbar nicht mit Hilfe des Tastschnittverfahrens nachweisbar, da die Nadel bei der Messung der gemittelten Rautiefe R_z nicht tief genug in die Randporosität eindringen kann. Möglicherweise können hier optische Messverfahren eindeutigere Ergebnisse liefern, was es in zukünftigen Untersuchungen nachzuweisen gilt.

Die Untersuchungen zeigen jedoch, dass selbst mit weiteren Optimierungen keine Bruchdehnungen für die Aufbaurichtung im Bereich von 20 %, wie sie sich für die Formiga

einstellen, erreicht werden. Somit müssen weitere Einflüsse bestehen, welche die Unterschiede zwischen den beiden Anlagensystemen verursachen. Mögliche Effekte könnten sich bei der Sinterstation 2500HS ATG aus der Pulvervorwärmung, der Art des Heizstrahlersystems oder des Auftragsmechanismus sowie den zugehörigen Temperatur-Zeit-Verläufen beim Heizen bzw. Auftragen ergeben. Hierbei scheint die Pulvervorwärmung eine untergeordnete Rolle zu spielen, da die Vorheiztemperatur für Versuchsblock 4 sogar gegenüber der ersten Versuchsreihe um ca. 20 K von 90 °C auf 110 °C deutlich erhöht wurde. Das Pulver wird somit nun mit der höchst möglichen Temperatur, bei welcher noch keine Agglomeratbildung auftritt, aufgetragen.

Gleichzeitig führt der Umbau des Heizstrahlersystems (vgl. Kapitel 9.2) mit seinen im Vergleich zum Carbonflächenstrahler heißeren Oberflächentemperaturen zu einer generell heißeren Atmosphäre in der Baukammer. Die implementierte Regelung erlaubt hierbei eine schnelle Aufheizung der neu aufgetragenen Pulverschicht, wodurch eine starke Pulverbettunterkühlung vermieden werden kann. Im Vergleich zum ursprünglichen Heizsystem emittiert das neue Heizstrahlersystem allerdings ein verändertes Wellenlängenspektrum, was sich auf die Prozessführung auswirken könnte. Daher gilt es in zukünftigen Studien den Einfluss der Heizstrahlung auf die Bauteileigenschaften und die Fortführung der Aufschmelzvorgänge zu untersuchen. Das veränderte Emissionsspektrum des Heizstrahlers könnte in diesem Fall dazu führen, dass die Schmelze im Vergleich zum Pulver weniger Wärme vom Heizstrahler aufnehmen kann und hierdurch möglicherweise schneller auskühlt. Dadurch ließe sich beispielsweise das Absinken der Bruchdehnungen in x-Richtung für die Sinterstation im Vergleich zu Versuchsblock 1 erklären, während der Effekt bei z-Zugstäben aufgrund des höheren Energieeintrages in kleine Querschnitte und den damit verbundenen höheren Schmelzetemperaturen (vgl. Kapitel 5.2) weniger stark zum Tragen kommt.

Eine weitere mögliche Ursache ergibt sich aus dem Auftragsmechanismus. Dieser besteht bei der DTM Sinterstation 2500 im Gegensatz zur Formiga mit ihrer dünnen Aluminiumklinge aus einer massiven gegenüber dem Anlagenaufbau nicht thermisch isolierten Stahlwalze sehr hoher Wärmekapazität. Es ist bekannt, dass für dieses Anlagensystem aufgrund des generell massiven Aufbaus lange Vorheizzeiten vor Prozessstart erforderlich sind, um Einflüsse auf den Prozess zu vermeiden. Da die Walze jedoch nur indirekt aufgeheizt wird, kann sie dem System auch nach der Aufheizphase Wärme entziehen. Zusätzlich ergibt sich durch die gegenüber aktuellen Anlagensystemen wie der Formiga langsamen Auftragsgeschwindigkeiten von nur 127 mm/s eine lange Wechselwirkungszeit zwischen Walze, aufzutragendem Pulver sowie aufgetragener Pulverschicht, während der eine stärkere Abkühlung des Pulvers stattfinden kann. Niedrigere Temperaturen im Zwischenschichtbereich können aber, wie in Kapitel 5.3.5 für lange Schichtzeiten dargelegt, zu einer Erhöhung des Kristallisationsgrades K im Bauteil führen. Die Messwerte aus Bild 5-58 bestätigen das Auftreten dieses Effektes bei der Sinterstation. Die im Vergleich zur Formiga höheren gemessenen Festigkeiten σ_M , E-Module E_t und Bauteildichten ρ_M bei gleichzeitig niedrigeren Bruchdehnungen ε_B resultieren aus einem höheren Kristallinitätsgrad K der Bauteile. Dieser wird durch eine stärkere Abkühlung der Schmelze durch die Walze bedingt. Der Einfluss bestätigt sich, wenn die Einzelwerte für die Bruchdehnung in x-Richtung $\varepsilon_{B,x0}$ ausgewertet werden. Es zeigt sich, dass Zugstäbe der Orientierung x_0 , die gegen Prozessende gefertigt werden (vgl. Bild 4-7b), durchschnittlich 3 % höhere Bruchdehnungswerte aufweisen als zu Beginn hergestellte Probekörper. Während die massive Walze zu Prozessbeginn aufgrund einer unzureichenden Aufwärmung der Schmelze mehr Wärme entzieht und sich dadurch die Kristallinität erhöht, reduziert sich dieser Effekt mit zunehmender Bauhöhe bzw. einer vollständigen Aufheizung der Walze. Um also unabhängig vom Anlagensystem nahezu identische Bauteilkennwerte zu erreichen, gilt es in zukünftigen Untersuchungen den Einfluss der Walzentemperatur sowie der Wechselwirkungszeit von Walze und Schmelze auf den

sich im Bauteil einstellenden Kristallisationsgrad K sowie das entstehende Werkstoffgefüge zu analysieren. Dieser Schritt ist für eine reproduzierbare Serienfertigung unerlässlich und behindert heute die Etablierung des Laser-Sinterns als Kleinserienverfahren. Untersuchungen von Dupin für eine 3D-Systems Sinterstation HiQ in [221] bestätigen, dass auch in neueren Anlagensystemen mit einem weniger massiv ausgeführtem Walzensystem ähnliche Einflüsse vorzuliegen scheinen, wie die hohen von ihm gemessenen Kristallinitätsgrade belegen.

Werden die Ergebnisse hinsichtlich der Einstellung robuster Bauteileigenschaften bewertet, zeigt sich, dass für mittlere bis hohe Scangeschwindigkeiten sowie Auffrischraten von über $A_F = 60\%$ bzw. MVR-Werte über $35\text{ cm}^3/10\text{ min}$ optimale Kennwerte mit geringer Anisotropie erzielt werden. Dabei sollte der Energieeintrag bei $E_V \geq 0,37\text{ J/mm}^3$ liegen. Gleichzeitig ergeben sich in diesen Parameter-Bereichen niedrige Standardabweichungen, vgl. Tabelle 5-14. Im Gegensatz zu den vorherigen Betrachtungen (Kapitel 5.1 und 5.3.2) stellt sich auch für die Kennwerte in Aufbaurichtung – selbst unter Berücksichtigung der Bauraum-ecken – eine geringe Streuung der mechanischen Bauteileigenschaften ein. Dafür ist insbesondere die durch den ATG-Umbau homogenere Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche verantwortlich. Dagegen ergeben sich gegenüber Versuchsblock 1 für die Standardabweichung des E-Moduls in der Bauebene etwas höhere Werte, welche allerdings etwa auf dem Niveau der Formiga liegen. Wie bereits für die Bruchdehnung beobachtet, wird diese wiederum durch die zusätzliche Variation der z-Höhe von den in der Bauebene gefertigten Zugstäben bedingt. Insbesondere die gegen Prozessende hergestellten Zugstäbe weisen hier entsprechend einer höheren Bruchdehnung bzw. einer geringeren Bauteilkristallinität niedrigere E-Modulwerte auf, die die Streuung der Kennwerte erhöhen.

5.4.2 Analyse von scangeschwindigkeits- und materialabhängigen Einflüssen auf die Maß- und Formhaltigkeit

Neben mechanischen Kennwerten werden zusätzlich die Einflüsse der Materialqualität und Scangeschwindigkeit auf die Maß- und Formhaltigkeit untersucht. Hinsichtlich dieser Kennwerte ergeben sich ähnliche Zusammenhänge, wie sie in Kapitel 5.3.3 für die Formiga im gleichen Energiedichtebereich beschrieben werden. Eine Betrachtung der absoluten Maßabweichung unterbleibt hierbei jedoch mangels geeigneter Skalierung. Die positionsbedingte Standardabweichung der Maßabweichungen liegt für die Außen- und Innenmaße innerhalb der xy-Ebene zwischen ca. 0,08 und 0,14 mm und somit deutlich über dem für die Formiga ermittelten Niveau, Bild 5-60a. Wird eine bei geeigneter Skalierung erzielbare mittlere Maßabweichung vom Sollwert von 0,05 bis 0,07 mm (vgl. Kapitel 5.3) zugrunde gelegt, ergibt sich bei den gemessenen Standardabweichungen eine Einordnung in Toleranzgruppe TG 5 NW nach DIN 16742. Dabei überschreiten die Standardabweichungen der Innenmaße insbesondere für hohe Auffrischraten das Niveau der Außenmaße. Für die Aufbaurichtung ergeben sich bei Auffrischraten von $A_F = 60$ und 70% ähnliche Streuungen wie innerhalb der Bauebene, Bild 5-60b. Für die niedrigste Auffrischrate von $A_F = 50\%$ steigen die Standardabweichungen dagegen deutlich auf Werte von 0,4 bis 0,5 mm an. Bedingt wird dieser Effekt durch Schichtablösungen gleicher Dicke an der Bauteilunterseite, welche nur bei dieser Auffrischrate an jeweils drei der sechs hergestellten Rahmenkörper auftreten. Da alle Bauteile dieser Auffrischrate in einem Prozess hergestellt wurden, ist von einem Prozessfehler beispielsweise in Form einer zu starken Plattformabsenkung oder einer Schicht ohne Belichtung auszugehen. Derartige Effekte treten in unregelmäßigen Zeitabständen bei allen Anlagensystemen auf und führen im Normalfall durch Schichttrennung zu Ausschussbauteilen. Die genauen Ursachen hierfür sind bislang schwer ergründbar, stellen aber eine generelle Problematik beim Laser-Sintern dar, da die mangelnde Schichtanbindung nicht immer schon beim Auspacken zum Bruch des Bauteils führt.

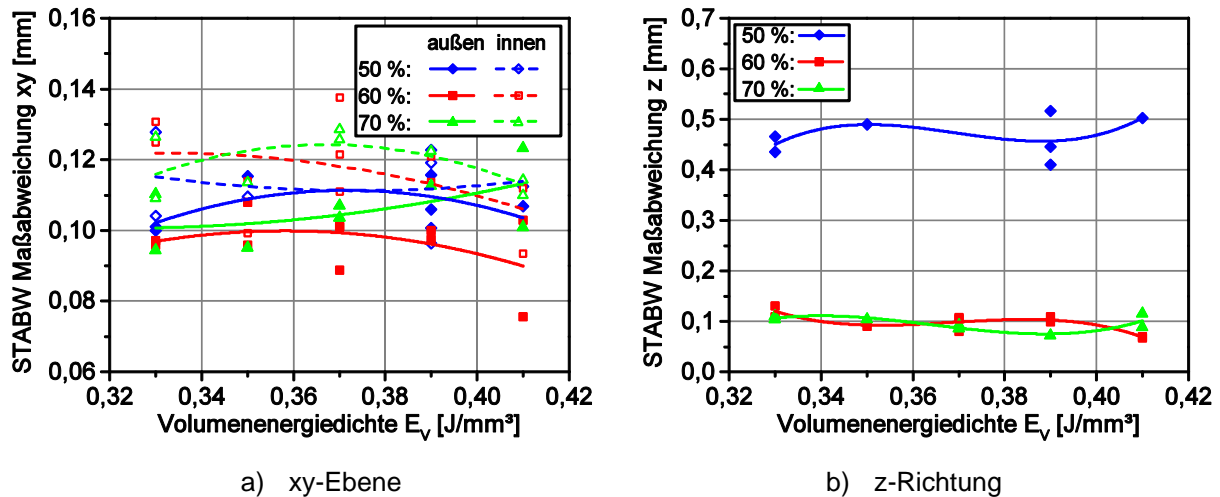


Bild 5-60: STABW der Maßabweichung in Abhängigkeit der Baufeldposition und Auffrischrate A_F als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Die Parallelitätsabweichung der Außen- und Innenflächen in der xz- bzw. yz-Ebene variiert zwischen 0,06 bis 0,12 mm, Bild 5-61a. Während die Werte für Auffrischraten von $A_F = 60$ und 70 % mit zunehmender Energiedichte ansteigen, zeigt sich dagegen für $A_F = 50$ % keine signifikante Abhängigkeit. Niedrige Abweichungen unter 0,1 mm ergeben sich insbesondere für $E_V \leq 0,39$ J/mm³ und $A_F = 60$ bzw. 70 %. Für Flächen in der xy-Ebene stellen sich hauptsächlich für niedrige Auffrischraten höhere Abweichungen ein (Bild 5-61b), welche aber dennoch unter den Werten der anderen Flächen liegen. Die resultierenden Abweichungen entsprechen dabei den für die Formiga mit optimierten Parametersätzen ermittelten Werten, vgl. Kapitel 5.3.5.

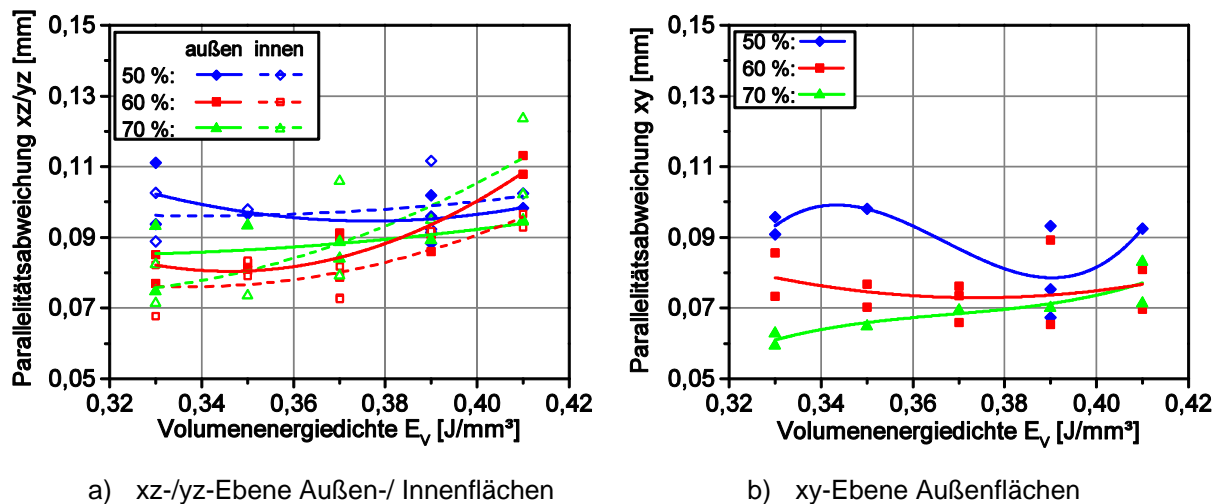


Bild 5-61: Parallelitätsabweichung in Abhängigkeit der Auffrischrate A_F als Funktion der Volumenenergiedichte E_V

Die Ebenheitsabweichungen für die Außen- bzw. Innenflächen in der xz- und yz-Ebene liegen mit Werten von 0,01 bis 0,02 mm (Bild 5-62a) auf dem Niveau der Formiga, vgl. Kapitel 5.3.5. Ähnliche Abweichungen finden sich nahezu unabhängig vom Energieeintrag auch für die Bauteiloberseiten, Bild 5-62b und Bild 5-63. Für die Bauteilunterseite ergeben sich, wie in Kapitel 5.3.3 ebenfalls beobachtet, höhere Ebenheitsabweichungen. Diese können jedoch im Falle der Sinterstation nicht durch angepasste Down-Skin-Parameter korrigiert werden. Die Ergebnisse zeigen, dass bevorzugt für hohe Scangeschwindigkeiten v sowie hohe Energiedichten E_V verbunden mit den hier verwendeten hohen Laserleistungen P

eine unebenere Unterseite entsteht. Lediglich im Falle $v = 7000$ bis 8500 mm/s lassen sich noch bis $E_V = 0,39$ J/mm³ geringe Ebenheitsabweichungen unter $0,03$ mm erzielen. Größere Abweichungen treten dabei insbesondere für Laserleistungen über $P = 50$ W auf, Bild 5-63. Oberhalb dieser Leistung erfolgt folglich eine verstärkte Übersinterung der ersten Schichten. Aufgrund ihres großen Variationsbereiches von $P = 20$ bis 70 W übersteigt hierbei der Einfluss der Laserleistung den der anderen Parameter.

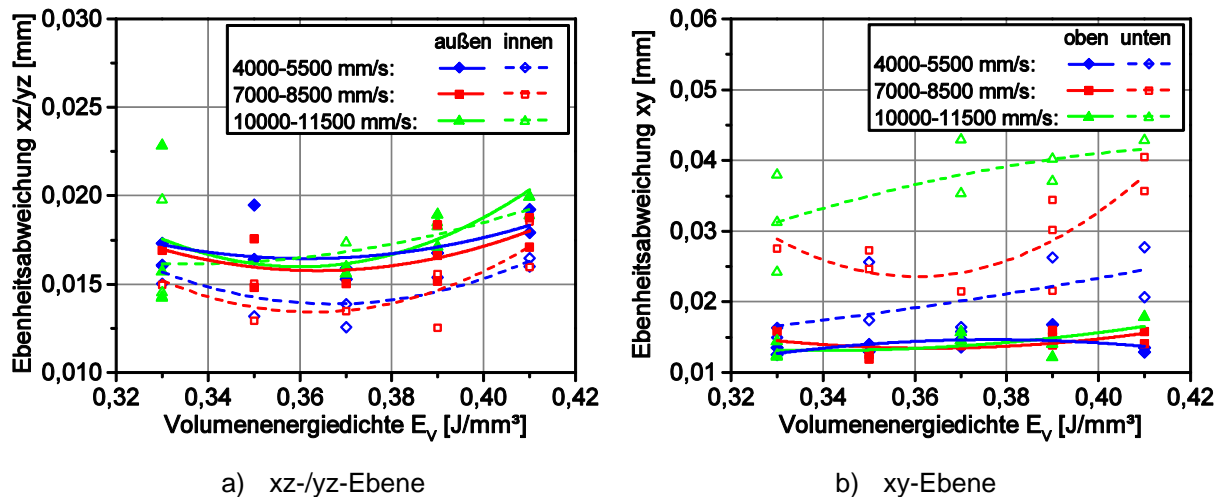


Bild 5-62: Ebenheitsabweichung in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit als Funktion der Volumenenergiedichte

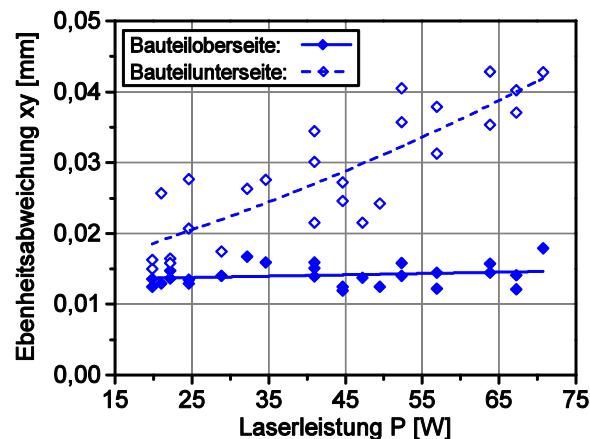


Bild 5-63: Ebenheitsabweichung in der xy-Ebene als Funktion der Laserleistung

Die Ergebnisse zeigen insgesamt betrachtet, dass der in Kapitel 5.1.5 ermittelte optimale Parametersatz mit entsprechenden Scangeschwindigkeiten v nicht nur hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften sondern auch hinsichtlich der Maß- und Formhaltigkeit zu optimalen Kennwerten führt.

5.4.3 Bewertung der anlagenspezifischen Effekte

Die Ergebnisse aus Versuchsblock 4 belegen (Kapitel 5.4.1), dass für die DTM Sinterstation 2500HS trotz Anlagen- und Parameteroptimierung keine Angleichung der mechanischen Bauteileigenschaften insbesondere in Aufbaurichtung an die für die EOS Formiga P100 erzielten Kennwerte erreicht werden kann. Selbst eine Reduzierung der Scangeschwindigkeit v auf den für die Formiga betrachteten Bereich führt zu keiner Verbesserung der Schichtanbindung, sondern führt im Gegenteil sogar zu einer Abnahme der Duktilität in Aufbaurichtung. Somit kann nachgewiesen werden, dass bei gleichem Energieeintrag E_V

eine kürzere Laser-Pulverwechselwirkungszeit zumindest für eine Schichtdicke von $s = 0,1$ mm durch eine höhere Laserleistung P kompensiert werden kann bzw. sogar zu einer Verbesserung der Schichtanbindung führt. Auch eine niedrigere Schmelzeviskosität als in Versuchsblock 1 bewirkt keine Verbesserung der Bruchdehnung in Aufbaurichtung $\epsilon_{B,z90}$. Dagegen kann durch eine Optimierung der Laserleistung für die Outline-Belichtung eine Verbesserung der Schichtanbindung damit eine Reduzierung der Anisotropie erreicht werden. Dennoch bestehen weiterhin signifikante Unterschiede zwischen den erzielbaren Kennwerten der beiden betrachteten Anlagensysteme. Als alternative Ursachen hierfür kommen insbesondere das Pulverauftragssystem sowie Einflüsse der Heizungssysteme in Betracht. Vermutlich führt jedoch hauptsächlich das massive Walzensystem zu einer verstärkten Unterkühlung der aufgeschmolzenen Bereiche beim Pulverauftrag und somit zu der beobachteten Erhöhung des Kristallisationsgrades K . Dieser bedingt wiederum die gegenüber der Formiga geringere Bauteilduktilität und höhere Steifigkeit. Diese Einflüsse gilt es in zukünftigen Untersuchungen im Detail zu evaluieren.

Obwohl keine Angleichung der Kennwerte an die Resultate der Formiga erreicht wird, zeigen die Ergebnisse eine deutliche Steigerung der Reproduzierbarkeit der Prozessergebnisse. Durch den Einbau des entwickelten ATG-Upgrades (vgl. Kapitel 9.2) mit seiner homogenen Temperaturverteilung reduzieren sich die positionsabhängigen Schwankungen der Bauteileigenschaften gegenüber Versuchsblock 1 und 3 zum Teil deutlich, Tabelle 5-15. So liegen die maximalen prozentualen Abweichungen ($\Delta E_{z90,max}$, $\Delta \sigma_{z90,max}$, $\Delta \epsilon_{z90,max}$) für die exemplarisch aus Versuchsblock 4 betrachteten Parametersätze D4 und D11 (vgl. Tabelle 4-5) sogar noch unter den Abweichungen für die Formiga und Sinterstation aus Versuchsblock 1, obwohl hier die Eckbereiche als kälteste Bauraumzonen nicht betrachtet werden (vgl. Kapitel 5.1.3). Selbst gegenüber Versuchsblock 3, in welchem die Eckbereiche berücksichtigt werden, reduzieren sich die Abweichungen teilweise um mehr als die Hälfte. Dabei wird in Block 3 mit der Formiga sogar ein vergleichsweise aktuelles Anlagensystem verwendet. Insbesondere für die Schwankung der Bruchdehnungswerte kann eine deutlich geringere Abweichung von nur $\Delta \epsilon_{z90,max} = 20$ bis 30 % eingestellt werden, Tabelle 5-15. Auch für die Standardabweichungen zeigen sich ähnlich positive Effekte, wobei sich die Abweichung für die Bruchdehnung $\sigma_{\epsilon B,z90}$ gegenüber Block 3 sogar noch stärker reduziert. Die Ergebnisse verdeutlichen anschaulich, welchen positiven Einfluss eine homogenere Temperaturverteilung auf die Reproduzierbarkeit der Prozessergebnisse ausüben kann. Daher muss in Zukunft dringlich an einer Optimierung der Temperaturführung in den Anlagensystemen gearbeitet werden.

Tabelle 5-15: Vergleich der Ergebnisse zur positionsabhängigen Kennwertabweichung zwischen den einzelnen Versuchsblöcken

	Versuchsblock 1 ⁵		Versuchsblock 3 (Formiga) ⁶		Versuchsblock 4 (Sinterstation)	
	Formiga	Sinterstation	Standard	Val. 3	D4	D11
Prozentuale Abweichung vom maximalen zum minimalen Kennwert in Aufbaurichtung						
E-Modul $\Delta E_{z90,max}$ [%]	4 - 10	5 - 15	6,2	5,8	4,7	2,2
Zugfestigkeit $\Delta \sigma_{z90,max}$ [%]	3 - 10	5 - 15	3,2	3,2	1,2	1,4
Bruchdehnung $\Delta \epsilon_{z90,max}$ [%]	30 - 50	40 - 50	56,0	52,8	28,4	21,7
Standardabweichung der Kennwerte in Aufbaurichtung						
E-Modul $\sigma_{E,z90}$ [N/mm²]	--	--	26,6	28,3	25,4	14,1
Zugfestigkeit $\sigma_{\sigma M,z90}$ [N/mm²]	--	--	0,4	0,4	0,2	0,2
Bruchdehnung $\sigma_{\epsilon B,z90}$ [%]	--	--	3,2	2,7	1,1	1,0

⁵ Jeweils optimierter Energiedichtebereich nach Kapitel 5.1.3 ohne Berücksichtigung der Bauraum-ecken

⁶ Werte für eine Bauteilanzahl von 125 Zugstäben pro Schicht (Kapitel 5.3.5)

Die parallel durchgeführten Analysen zu den Einflüssen auf die Maß- und Formhaltigkeit (Kapitel 5.4.2) zeigen, dass sich die Scangeschwindigkeit v in diesem Fall stärker auf die Bauteilqualität auswirkt als bei den mechanischen Eigenschaften. Die betrachteten hohen Energiedichten E_v zur Erzielung optimaler mechanischer Eigenschaften führen bei steigender Scangeschwindigkeit v und damit bei einer Zunahme der Laserleistung P verstärkt zu einer Bauchbildung an der Bauteilunterseite. Dieser Effekt lässt sich anhand der Messwerte für Ebenheitsabweichung nachweisen. Anders, als für die Formiga, ermöglicht die Anlagensoftware im Falle der Sinterstation jedoch keine Kompensation dieses Effektes. Daher sollte die eingebrachte Laserleistung bei einem optimalen Energieeintrag von $E_v = 0,37$ bis $0,39 \text{ J/mm}^3$ und im Falle $h = 0,15 \text{ mm}$ einen Wert von $P = 50 \text{ W}$ nicht überschreiten. Gleichzeitig bestätigen die Ergebnisse der Validierung, dass für den in Kapitel 5.1.5 ermittelten Parametersatz eine optimale Prozessführung für die Sinterstation in der beschriebenen Anlagenkonfiguration erreicht wird. Die durchgeführten Anlagenoptimierungen erlauben hierbei keine Reduzierung des Energieeintrages E_v und damit verbunden der maximalen Schmelzetemperaturen $T_{S,max}$ bei gleichzeitiger Beibehaltung optimaler mechanischer Eigenschaften, wie in Kapitel 5.2.8 zur Einhaltung der Zersetzungsgrenze angestrebt.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Das Laser-Sintern von Kunststoffen gewinnt als Kleinserienfertigungsverfahren für Kunststoffbauteile in der heutigen Zeit zunehmend an Bedeutung. Diesem steht jedoch oftmals ein unzureichendes, teils sogar rudimentäres Verständnis über den Prozess und die damit hergestellten Produkte entgegen, sodass die Qualität und Reproduzierbarkeit der Bauteile vielfach nicht den Anforderungen einer Serienfertigung entsprechen. Im Rahmen der Arbeit wird daher das bisherige Prozessverständnis durch grundlegende Zusammenhänge erweitert und somit ein Beitrag zur Etablierung des Laser-Sinterns geleistet. Hierzu werden in einer sequentiell aufeinander aufbauenden Betrachtung am Beispiel von Polyamid 12 die entscheidenden Zusammenhänge zwischen Material, Prozessparametern und -führung, Anlagentechnik, Störeinflüssen, dem Temperaturverlauf der Schmelze im Prozess einerseits und der Bauteilstruktur, den Bauteileigenschaften sowie deren Reproduzierbarkeit andererseits analysiert.

Die Untersuchungsergebnisse zum Einfluss der Prozessparameter auf die Bauteilqualität zeigen, dass zur Erzielung optimaler Eigenschaften – insbesondere in Aufbaurichtung – bzw. einer optimalen Bauteilstruktur ein nur schmales anlagenspezifisches Energiedichtefenster existiert. Nur bei Einhaltung dieser engen Grenzen kann einerseits eine gute Schichtanbindung erreicht und andererseits Zersetzungseffekte in Form einer Porositätszunahme durch einen zu hohen Energieeintrag vermieden werden. Als kritischste Bauteilgröße ergibt sich in diesem Zusammenhang die Bauteilduktilität. Insbesondere in Aufbaurichtung ist eine Steigerung der Bruchdehnung nicht immer bzw. nur in Grenzen möglich, sodass sich anlagenabhängig eine signifikante Anisotropie zwischen der Bauebene und der Aufbaurichtung ausbilden kann. Dabei kann für die EOS Formiga P100 durch geeignete Wahl der Prozessparameter auch in Aufbaurichtung eine Bruchdehnung von 18 bis 20 % und folglich eine für das Laser-Sinter-Verfahren vergleichsweise hohe Duktilität erreicht werden. Ein entsprechendes Kennwertniveau ist dagegen für die DTM Sinterstation 2500HS aufgrund einer höheren Oberflächenrauheit und der dadurch stärkeren Kerbwirkung bei Zugbelastung sowie insbesondere einer höheren Bauteilkristallinität nur bedingt einstellbar. Gleichzeitig zeigen die Ergebnisse für die High-Speed-Maschine jedoch, dass eine Anpassung der Laserleistung die Effekte aus einer reduzierten Wechselwirkungszeit von Laser und Pulver bei hohen Scangeschwindigkeiten kompensieren kann und zu gleichwertigen Bauteileigenschaften führt.

Messungen mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Thermografie belegen, dass ein Zusammenhang zwischen dem anhand der untersuchten Bauteileigenschaften festgelegten Energiedichtefenster und dem Verlauf der Schmelzetemperatur während und nach der Belichtung besteht.

Die obere Grenze lässt sich durch beginnende Zersetzungseffekte definieren, welche bei maximalen Schmelzetemperaturen oberhalb von 310 °C auftreten. Dabei beeinflusst der Restsauerstoffgehalt im Anlagensystem die Auswirkungen derart hoher Temperaturen. Ein höherer Sauerstoffanteil verstärkt die Effekte durch Absenken der Zersetzungstarttemperatur. Folglich sollte dem Restsauerstoffanteil im Anlagensystem zukünftig mehr Bedeutung beigemessen werden. Gleichzeitig zeigen die gemessenen Temperaturdaten eine signifikante Abhängigkeit von der Scanvektorenlänge. Insbesondere für kurze Scanvektoren steigt die maximale Schmelzetemperatur beim Belichten stark an und fördert somit das Auftreten von Zersetzungseffekten. Die Ergebnisse verdeutlichen in diesem Zusammenhang, dass insbesondere für die Sinterstation ein Überschreiten der Zersetzungsgrenze erforderlich ist, um eine optimale Schichtanbindung und ein duktileres Werkstoffverhalten in Aufbaurichtung zu erzielen.

Die untere Energiedichtegrenze wird bei der Verarbeitung von PA 12 durch das Erreichen einer Schmelzetemperatur nach der Belichtung von etwa 189 bis 192 °C definiert. Durch die bei diesen Temperaturen ablaufenden Nachschmelzprozesse erfolgt eine Homogenisierung der Temperaturverteilung im Schmelzefilm. Die Standardabweichungen der mittleren Schmelzetemperatur sinken auf unter 1 K, wodurch das Erreichen einer optimalen Schichtanbindung und einer hohen Bauteildichte gekennzeichnet ist. Gleichzeitig erlauben die Temperaturen oberhalb des Materialschmelzpunktes ein Aufheizen und Anschmelzen der neu aufgetragenen Schicht von unten, was die Schichtanbindung zusätzlich verbessert. Diese Effekte lassen sich als Grundvoraussetzung für eine robuste Prozessführung zur neu aufgestellten **Theorie über die Fortführung von Aufschmelzvorgängen beim Laser-Sintern** zusammenfassen. Diese ist hierbei als Erweiterung der bekannten Theorie des isothermen Laser-Sinterns zu verstehen. Als zusätzliche Materialanforderung ergibt sich in diesem Zusammenhang, dass das Absorptionsverhalten von Schmelze und Pulver so beschaffen sein muss, dass die Schmelze nach dem Aufschmelzen mehr Energie des Heizstrahlers aufnehmen kann als das umliegende Pulverbett. Erst dadurch können sich im Zeitraum zwischen Belichtung und Pulverauftrag konstant Schmelzetemperaturen oberhalb des Materialschmelzpunktes einstellen, was die Fortführung von Aufschmelzvorgängen ermöglicht.

Die im Rahmen der Untersuchungen aufgestellten Regressionsmodelle zu den Parameterinflüssen auf die Bauteileigenschaften und Schmelzetemperaturen erlauben zudem, die ermittelten Zusammenhänge quantitativ zu beschreiben, Bauteileigenschaften und Schmelzetemperaturen vorherzusagen sowie Prozessparameter zu optimieren. Als Haupteinflussgrößen bestimmen hauptsächlich die Laserleistung, der Hatchabstand, die Scangeschwindigkeit und die Schichtdicke sowie einzelne Wechselwirkungen und nicht lineare Einflüsse aus diesen Parametern den Laser-Sinter-Prozess. Optimale Bauteileigenschaften lassen sich dabei insbesondere für niedrige Schichtdicken sowie kleine Hatchabstände erzielen. Für derartige Parametereinstellungen verschlechtert sich jedoch im Normalfall die Produktivität der Anlagensysteme, was die Wirtschaftlichkeit gegenüber Konkurrenzverfahren reduziert.

Die durchgeführten Untersuchungen belegen des Weiteren, dass zahlreiche Störgrößen (Bauteilorientierung, -platzierung, Materialqualität, Schichtzeit) die resultierende Bauteilqualität beim Laser-Sintern beeinflussen. Die inhomogene Temperaturverteilung auf der Pulverbettsoberfläche verursacht schwankende Bauteileigenschaften sowie insbesondere ein Abfallen der Kennwerte in den kalten Rand- und Eckbereichen. Hiervon sind vor allem die Kennwerte in Aufbaurichtung und hauptsächlich die Bruchdehnung betroffen. Durch eine Optimierung der Parametereinstellungen bzw. bei Überschreiten einer anlagenspezifischen Schwellenergiedichte lassen sich die Auswirkungen inhomogener Vorheizbedingungen zwar verringern. Versuchsergebnisse unter Nutzung des neu entwickelten Temperaturführungssystems ATG verdeutlichen jedoch, dass nur durch eine homogenere Temperaturverteilung auf der Pulverbettsoberfläche eine signifikante Reduzierung der Effekte erreicht werden kann. Als weiterer Störeinfluss wirkt sich die Materialqualität auf die Bauteileigenschaften und deren Reproduzierbarkeit aus. Insbesondere für eine niedrige Schmelzeviskosität ($MVR \geq 35 \text{ cm}^3/10 \text{ min}$) ergeben sich optimale Ergebnisse. Derart hohe MVR-Werte lassen sich jedoch nur mit hohen Auffrischraten oder selektiven Recyclingstrategien unter Nutzung von weniger stark gealtertem Pulver aus dem Bauraum erzielen.

Darüber hinaus führen die aufgrund unterschiedlicher Bauteilanzahlen pro Schicht beim Laser-Sintern typischen Schwankungen der Schichtzeit zu einer signifikanten Beeinflussung der Bauteilqualität und Prozessführung. Insbesondere kürzere Schichtzeiten bedingen höhere Schmelzetemperaturen vor dem Pulverauftrag und damit verbunden eine geringere Abkühlung der Schmelze durch das neu aufgetragene Pulver. Dadurch stellt sich im Bauteil ein geringerer Kristallisationsgrad ein, welcher eine Verbesserung der Schichtanbindung und

der Bruchdehnung in Aufbaurichtung bewirkt. Längere Schichtzeiten führen dagegen durch einen ansteigenden Kristallisationsgrad zu einer geringeren Anisotropie sowie höheren Bauteildichten. Für eine robuste Prozessführung gilt es daher zukünftig, die Schwankungen der Schichtzeit zu reduzieren. Die Schichtzeit sollte hierbei etwa 35 bis 45 Sekunden betragen.

Die Gesamtheit der Ergebnisse verdeutlicht, dass durch Optimierung der Prozessparameter eine stabilere Prozessführung erreicht werden kann. Der Einfluss von Störgrößen wird hierbei reduziert und die Reproduzierbarkeit erhöht. Durch das aufgebaute Prozessverständnis lässt sich folglich die Qualität und Reproduzierbarkeit von lasergesinterten Bauteilen unter Nutzung einzelner Anlagensysteme verbessern. Auf dieser Basis kann ein weiterer Schritt zur Etablierung des Laser-Sinterns als Kleinserienfertigungsverfahren vollzogen werden.

Allerdings beschränken einige im Rahmen der Versuche aufgeworfene Fragestellungen weiterhin den unbeschränkten Einsatz des Laser-Sinterns. So muss in zukünftigen Studien der Einfluss der Anlagentechnik auf den sich im Bauteil einstellenden Kristallisationsgrad geklärt werden, um auch unabhängig vom Anlagentyp gleiche Prozessergebnisse erzielen zu können. In diesem Zusammenhang gilt es insbesondere den Einfluss des verwendeten Heizstrahlertypes und des Pulverauftragsmechanismus auf den Schmelzetemperaturverlauf nach dem Belichten sowie die Auskühlung durch die neu aufgetragene Pulverschicht zu untersuchen.

Zusätzlich ergeben sich auf Basis der ermittelten Erkenntnisse zahlreiche neue Entwicklungsansätze für die Zukunft, um den Laser-Sinter-Prozess zu verbessern.

Im Bereich Material müssen neue Wege gefunden werden, den Alterungsgrad im Material zu reduzieren, ohne die Ausbildung der Bauteileigenschaften zu beeinflussen. Gleichzeitig gilt es die Chargenreproduzierbarkeit der Materialeigenschaften zu verbessern. Des Weiteren muss beispielsweise über Modifizierungen der Oberflächenspannungen die Oberflächenrauheit gesenkt werden, um den Einfluss der Oberflächenkerbwirkung auf das Bruchverhalten zu reduzieren und die Duktilität lasergesinteter Bauteile zu steigern. Diese Maßnahmen sind insbesondere zur Etablierung neuer Materialien notwendig, da hier oft das spröde Verhalten der Bauteile die Anwendbarkeit einschränkt. Gleichzeitig gilt es die neu aufgestellte Prozess-theorie für weitere Materialien zu validieren. Dabei könnte sie möglicherweise selbst die Grundlage zur Qualifizierung neuer Materialien bilden. Durch Einstellung eines geeigneten Absorptionsverhaltens könnte auf Basis dieser Theorie auch für Kunststoffe ohne ausgeprägtes Verarbeitungsfenster eine robuste Prozessführung ohne Curling-Effekte erreicht werden.

Auch im Bereich Anlagenhardware und -software bieten die Ergebnisse großes Potential zur Weiterentwicklung des Verfahrens. Insbesondere im Hinblick auf die Etablierung prozesskritischer Materialien gilt es in zukünftigen Anlagen eine Homogenisierung der Temperaturverteilung im Bauraum zu erreichen. Gleichzeitig müssen die Abkühlmechanismen besser verstanden werden, um ein noch homogeneres Abkühlverhalten mit geringerem Verzug einzustellen. Das entwickelte ATG-Upgrade veranschaulicht hierbei das vorhandene Optimierungspotential. Die durchgeführten Temperaturmessungen zeigen zudem neue Möglichkeiten zur Überwachung und Regelung des Prozesses auf Basis von Thermografie auf. Zwar erfordert eine hohe Messgenauigkeit eine exakte Kalibrierung des Systems, dennoch ermöglichen die ermittelten Zusammenhänge mit genauen Anforderungen an eine robuste Prozessführung das Aufstellen von definierten Eingriffsgrenzen. Die Thermografie bildet somit das lange gesuchte, gut geeignete Prozessüberwachungssystem für die Online-Qualitätssicherung des temperaturgetriebenen Laser-Sinter-Prozesses. Gerade im Vergleich zu den oft verwendeten optischen Überwachungssystemen bietet sie eine deutlich höhere

Aussagekraft der gemessenen Daten mit Aussagen zu Zersetzungsvorgängen, zur Schichtausbildung und insbesondere zur Schichtanbindung sowie zur Bauteildichte. Zusätzlich zeigt sich, dass die sich einstellenden Bauteileigenschaften eine Funktion der Scanvektoralänge bzw. der Schichtzeit bilden. Folglich hängen die Reproduzierbarkeit und die Homogenität der Prozessergebnisse maßgeblich von diesen Größen ab. Demnach müssen softwaretechnische Lösungen entwickelt werden, welche eine homogenere Energieeinbringung beispielsweise durch an die Scanvektoralänge angepasste Belichtungsparameter ermöglichen. Dabei gilt es insbesondere das Überschreiten der Zersetzungsgrenze bei kurzen Scanvektoren zu verhindern. Zudem muss die Variation der Schichtzeit eingeschränkt werden, um Einflüsse auf die Kristallisation und damit auf alle Bauteileigenschaften zu reduzieren. Des Weiteren verdeutlichen die aufgestellten optimierten Parametersätze, dass Produktivität und Bauteilqualität beim Laser-Sintern gegenläufige Zielgrößen darstellen. Daher müssen bei der Entwicklung künftiger Anlagensysteme neue Wege zur Steigerung der Produktivität gefunden werden, welche diesen Widerspruch bei gleichzeitiger Optimierung beider Zielgrößen lösen können.

Die Umsetzung und Überprüfung dieser Ansätze werden hierbei bereits in verschiedenen weiterführenden Arbeiten und Projekten verfolgt.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Abele, E.; Reinhart, G.: Zukunft der Produktion - Herausforderungen, Forschungsfelder, Chancen, München, Carl Hanser Verlag, 2011.
- [2] Pease, A.F.: Forging a Revolution, In: Pictures of the Future Magazine, (2013) Nr. Spring 2013, S. 12-14.
- [3] Wohlers, T.: Wohlers Report 2013 – Additive Manufacturing and 3D Printing State of the Industry, Fort Collins, Colorado, Wohlers Associates Inc., 2013.
- [4] VDI 3404, Generative Fertigungsverfahren – Rapid-Technologien (Rapid Prototyping): Grundlagen, Begriffe, Qualitätskenngrößen, Liefervereinbarungen, 2009.
- [5] VDI 3405 Blatt 1, Additive Fertigungsverfahren, Rapid Manufacturing – Laser-Sintern von Kunststoffbauteilen: Güteüberwachung, 2012.
- [6] Hague, R.; Campell, I.; Dickens, P.: Implications on Design of Rapid Manufacturing, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, Bd. 217 (2003) Nr. 1, S. 25-30.
- [7] Atzeni, E.; Iuliano, L.; Minetoly, P.; Salmi, A.: Redesign and Cost Estimation of Rapid Manufactured Plastic Parts, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 16 (2010) Nr. 5, S. 308-317.
- [8] Hague, R.; Mansour, S.; Saleh, N.: Design Opportunities with Rapid Manufacturing, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 23 (2003) Nr. 4, S. 346-356.
- [9] Zäh, M.F.: Wirtschaftliche Fertigung mit Rapid-Technologien – Anwender-Leitfaden zur Auswahl geeigneter Verfahren, 1. Auflage, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 2006.
- [10] Wartzack, S.; Drummer, D.; Wittmann, S.; Stuppy, J.; Rietzel, D.; Tremmel, S.; Kühnlein, F.: Besonderheiten bei der Auslegung und Gestaltung lasergesinterter Bauteile, In: RTEjournal, Bd. 7 (2010).
- [11] Becker, R.; Grzesiak, A.; Henning, A.: Rethink Assembly Design, In: Assembly Automation, Bd. 25 (2005) Nr. 4, S. 262-266.
- [12] Wooten, J.: Aeronautical Case Studies Using Rapid Manufacture, In: Hopkinson, N., Hague, R.J.M., Dickens, P.M. (Hrsg.): Rapid Manufacturing - An Industrial Revolution for the Digital Age, Weinheim, Wiley Verlag, 2006, S. 233-239.
- [13] Levy, G.N.; Schindel, R.; Kruth, J.P.: Rapid Manufacturing and Rapid Tooling with Layer Manufacturing (LM) Technologies, State of the Art and Future Perspectives, In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Bd. 52 (2003) Nr. 2, S. 589-609.
- [14] Lyons, B.: Additive Manufacturing in Aerospace: Examples and Research Outlook, In: The Bridge, Bd. 42 (2012) Nr. 1, S. 13-19.
- [15] Stein, G.N.: Development of High-Density Nylon using Direct Manufacturing-Selective Laser Sintering, In: Technology Review Journal, Bd. 14 (2006) Nr. 2, S. 67 - 79.
- [16] Spielman, R.: Space Applications, In: Hopkinson, N., Hague, R.J.M., Dickens, P.M. (Hrsg.): Rapid Manufacturing - An Industrial Revolution for the Digital Age, Weinheim, Wiley Verlag, 2006, S. 241-246.
- [17] Masters, M.; Velde, T.; McBagonluri, F.: Rapid Manufacturing in the Hearing Industry, In: Hopkinson, N., Hague, R.J.M., Dickens, P.M. (Hrsg.): Rapid Manufacturing - An Industrial Revolution for the Digital Age, Weinheim, Wiley Verlag, 2006, S. 195-208.

- [18] Lindemann, U.; Reichwald, R.; Zäh, M.F.: Individualisierte Produkte – Komplexität beherrschen in Entwicklung und Produktion, Berlin - Heidelberg, Springer-Verlag, 2006.
- [19] Grzesiak, A.; Becker, R.: Light Weight Design for Additive Manufacturing of Plastic Components in the Automation - Design Rules and Industrial Test Cases, In: Rietzel, D., Kühnlein, F., Drummer, D. (Hrsg.): Additive Fertigung - vom Prototyp zur Serie, Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2009, S. 83-96.
- [20] Breuninger, J.; Becker, R.; Wolf, A.; Rommel, S.; Verl, A.: Generative Fertigung mit Kunststoffen, Berlin - Heidelberg, Springer-Verlag, 2013.
- [21] Kuhn, H.: Funktionsintegration mittels additiver Fertigung für den Sondermaschinenbau, In: Tagungsband 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, Augsburg, iwb Anwenderzentrum Augsburg, 2013.
- [22] Müller-Lohmeier, K.; Speckle, M.-M.: Licht und Schatten beim industriellen Einsatz des Kunststoff-Lasersinterns, In: Tagungsband 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, Augsburg, iwb Anwenderzentrum Augsburg, 2013.
- [23] Hopkinson, N.: Production Economics of Rapid Manufacturing, In: Hopkinson, N., Hague, R.J.M., Dickens, P.M. (Hrsg.): Rapid Manufacturing - An Industrial Revolution for the Digital Age, Weinheim, Wiley Verlag, 2006, S. 147-156.
- [24] Telenko, C.; Seepersad, C.C.: A Comparison of Energy Efficiency of Selective Laser Sintering and Injection Molding of Nylon Parts, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 18 (2012) Nr. 6, S. 472-481.
- [25] Ruffo, M.; Tuck, C.; Hague, R.: Cost Estimation for Rapid Manufacturing - Laser Sintering Production for low to medium Volumes, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Bd. 220 (2006), S. 1417-1427.
- [26] Hopkinson, N.; Dickens, P.: Analysis of Rapid Manufacturing – Using Layer Manufacturing Processes for Production, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, Bd. 217 (2003), S. 31-39.
- [27] Goodridge, R.D.; Tuck, C.J.; Hague, R.J.M.: Laser Sintering of Polyamides and other Polymers, In: Progress in Material Science, Bd. 57 (2012) Nr. 2, S. 229-267.
- [28] Rietzel, D.: Werkstoffverhalten und Prozessanalyse beim Laser-Sintern von Thermoplasten, Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2011.
- [29] Drummer, D.; Rietzel, D.; Kühnlein, F.: Development of a Characterization Approach for the Sintering Behavior of new Thermoplastics for Selective Laser Sintering, In: Physics Procedia, Bd. 5 (2010), S. 533-542.
- [30] Kühnlein, F.; Drummer, D.; Wudy, K.; Drexler, M.: Alterungsmechanismen von Kunststoffpulvern bei der Verarbeitung und deren Einfluss auf prozessrelevante Materialeigenschaften, In: Drummer, D. (Hrsg.): Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs 814 - Additive Fertigung, Erlangen, Sonderforschungsbereich 814 - Additive Fertigung, 2012, S. 49-66.
- [31] Drummer, D.; Kühnlein, F.; Rietzel, D.; Hülde, G.: Untersuchung der Materialalterung bei Pulverbasierten Schichtbauverfahren, In: RTejournal, Bd. 7 (2010).

- [32] Seul, T.: Ansätze zur Werkstoffoptimierung beim Lasersintern durch Charakterisierung und Modifizierung grenzflächenenergetischer Phänomene, Dissertation, RWTH Aachen, 2004.
- [33] Wegner, A.; Witt, G.; Karg, W.: Auffrischstrategien für Polyamid 12-Pulver, In: Kunststoffe, Bd. 11 (2013), S. 76-78.
- [34] Wegner, A.; Mielicki, C.; Grimm, T.; Gronhoff, B.; Witt, G.; Wortberg, J.: Determination of Robust Material Qualities and Processing Conditions for Laser Sintering of Polyamide 12, In: Polymer Engineering and Science, (2013) Nr. DOI: 10.1002/pen.23696.
- [35] Wegner, A.; Witt, G.: Betrachtung zur Pulvernutzungsdauer beim Laser-Sintern und Einfluss der Prozessführung auf die Entstehung von Ausschussbauteilen, In: RTejournal, Bd. 9 (2012).
- [36] Rüsenberg, S.; Weiffen, R.; Knoop, F.; Schmid, H.-J.; Gessler, M.; Pfisterer, H.: Controlling the Quality of Laser-Sintered Parts along the Process Chain, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 1024-1044.
- [37] Dotchev, K.; Yusoff, W.: Recycling of Polyamide 12 based Powders in the Laser Sintering Process, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 15 (2009) Nr. 3, S. 192-203.
- [38] Wegner, A.; Witt, G.: Ursachen für eine mangelnde Reproduzierbarkeit beim Laser-Sintern von Kunststoffbauteilen, In: RTejournal, Bd. 10 (2013).
- [39] Rüsenberg, S.; Schmid, H.-J.: Advanced Characterization Method of Nylon 12 Materials for Application in Laser Sinter Processing, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 29th Annual Meeting PPS-29, Nürnberg (Deutschland), Polymer Processing Society, 2013.
- [40] Josupeit, S.; Rüsenberg, S.; Schmid, H.-J.: A Material-based Quality Concept for Polymer Laser Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 24th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2013), The University of Texas at Austin, 2013, S. 44-54.
- [41] Pfister, A.; Galitz, V.; Paternoster, S.; Sippel, D.; Schmahl, W.W.: Isotropic Mechanical Properties and Dimensional Stability of Laser Sintered Nylon 12 Parts within the Whole Building Volume as a Result of Hardware and Software Modification of the Laser Sintering Machine - Analytical Investigations, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 30th Annual Meeting PPS-30, Cleveland, Ohio (USA), Polymer Processing Society, 2014, S. S15-167.
- [42] Goodridge, R.D.; Hague, R.J.M.; Tuck, C.J.: An Empirical Study into Laser Sintering of Ultra-High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE), In: Journal of Materials Processing Technology, Bd. 210 (2010), S. 72-80.
- [43] Zarringhalam, H.; Hopkinson, N.; Kamperman, N.F.; de Vlieger, J.J.: Effects of Processing on Microstructure & Properties of SLS Nylon 12, In: Materials Science and Engineering A, Bd. 435-436 (2008), S. 172-180.
- [44] Wegner, A.; Witt, G.: Laser Sintered Parts with Isotropic Mechanical Properties, In: Technical Paper - Society of Manufacturing Engineers TP12PUB43, 2012, S. 1-16.
- [45] Kaddar, W.: Die generative Fertigung mittels Laser-Sintern: Scanstrategien, Einflüsse verschiedener Prozessparameter auf die mechanischen und optischen Eigenschaften beim LS von Thermoplasten und deren Nachbearbeitungsmöglichkeiten, Dissertation, Universität Duisburg-Essen, 2010.

- [46] Grießbach, S.: Korrelation zwischen Materialzusammensetzung, Herstellungsbedingungen und Eigenschaftsprofil von Lasergesinterten Polyamid-Werkstoffen, Dissertation, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, 2012.
- [47] Sauer, A.: Optimierung der Bauteileigenschaften beim Selektiven Lasersintern von Thermoplasten, Dissertation, Universität Duisburg-Essen, 2005.
- [48] Cottrill, D.M.; Kumpaty, S.: A Thermal Study of the Selective Laser Sintering Process, In: Proceedings of the 19th National Conference on Undergraduate Research, Lexington Virginia, 2005.
- [49] Kumpaty, S.K.; Cottrill, D.; Hollett, A.; Barrett, J.; Kamara, S.: An Experimental Study of Heat Transfer in Selective Laser Sintering Process, In: Proceedings of the 9th International Conference on Engineering Education, San Juan, Puerto Rico, 2006.
- [50] Nöken, S.: Technologie des Selektiven Lasersinterns von Thermoplasten, Dissertation, RWTH Aachen, 1997.
- [51] Steinberger, J.: Optimierung des Selektiven-Laser-Sinterns zur Herstellung von Feingußteilen für die Luftfahrtindustrie, Dissertation, TU München, 2001.
- [52] Tontowi, A.E.: Selective Laser Sintering of Crystalline Polymers, Dissertation, University of Leeds, 2000.
- [53] Hausotte, T.; Hartmann, W.; Timmermann, M.; Galovskyi, B.: Optische Messsysteme zur In-Line-Prüfung im additiven Fertigungsprozess, In: Drummer, D. (Hrsg.): Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs 814 - Additive Fertigung, Erlangen, Sonderforschungsbereich 814 - Additive Fertigung, 2012, S. 67-85.
- [54] Pfefferkorn, F.: Anlagentechnik zur Herstellung funktionsintegrierter Kunststoffbauteile mittels Lasersintern, In: Tagungsband 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, Augsburg, iwb Anwenderzentrum Augsburg, 2013.
- [55] Blather, J.E.: Manufacture of Contour Relief Maps, Patent US0473901, 1892.
- [56] Baese, C.: Photographic Process for the Production of Plastic Objects, Patent US0774549, 1902.
- [57] Munz, O.J.: Photo-Glyph Recording, Patent US2775758, 1956.
- [58] Maiman, T.H.: Ruby Laser Systems, Patent US3353115, 1961.
- [59] Kodama, H.: Automatic Method for Fabricating a Three-Dimensional Plastic Model with Photo-Hardening Polymer, In: Review of Scientific Instruments, Bd. 52 (1981) Nr. 11, S. 1770-1773.
- [60] Hull, C.W.: Apparatus for Production of Three-Dimensional Objects by Stereolithography, Patent US4575330A, 1984.
- [61] Andre, J.-C.; Cabrera, M.; Jezequel, J.-Y.; Le Mehaute, A.; De Witte, O.: Process for Producing a Model of an Industrial Component and Device for Implementing this Process, Patent FR2583333A1, 1985.
- [62] Gebhardt, A.: Generative Fertigungsverfahren – Rapid Prototyping – Rapid Tooling – Rapid Manufacturing, 3. Auflage, München, Carl Hanser Verlag, 2007.
- [63] DIN 8580, Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung, 2003.
- [64] Noorani, R.: Rapid Prototyping – Principles and Applications, Hoboken, John Wiley & Sons, 2006.
- [65] Chua, C.K.; Leong, K.F.; Lim, C.S.: Rapid Prototyping: Principles and Applications, 2. Auflage, Singapore, World Scientific Publishing, 2003.

- [66] Gibson, I.; Rosen, D.W.; Stucker, B.: Additive Manufacturing Technologies – Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing, New York - Heidelberg - Dordrecht - London, Springer-Verlag, 2010.
- [67] Witt, G.: Taschenbuch der Fertigungstechnik, 1. Auflage, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 2006.
- [68] VDI 3405 Blatt 2, Additive Fertigungsverfahren, Rapid Manufacturing – Strahlschmelzen metallischer Bauteile; Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung, 2012.
- [69] Ciraud, P.A.L.: Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung beliebiger Gegenstände aus beliebigem schmelzbaren Material, Patent DE2263777, 1972.
- [70] Housholder, R.F.: Molding process, Patent US4247508A, 1981.
- [71] Deckard, C.: Selective Laser Sintering, Dissertation, The University of Texas at Austin, 1988.
- [72] Deckard, C.R.: Method and Apparatus for Producing Parts by Selective Sintering, Patent US4863538A, 1986.
- [73] N., N.: Schulungshandbuch Formiga P100, EOS GmbH, 2011.
- [74] N., N.: The Sinterstation System 2000, 2500, 2500^{plus} – User's Guide, DTM Corporation, 2000.
- [75] Nelson, J.C.: Selective Laser Sintering: A Definition of the Process and an Empirical Sintering Model, Dissertation, University of Texas at Austin, 1993.
- [76] Rechtenwald, T.: Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von Hochtemperatur-Thermoplasten – Eine Betrachtung werkstoff- und prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK, Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2011.
- [77] Wilkening, C.: Lasersintern als Rapid Prototyping Verfahren – Möglichkeiten und Grenzen, Dissertation, TU München, 1997.
- [78] Keller, B.: Rapid Prototyping: Grundlagen zum selektiven Lasersintern von Polymerpulver, Dissertation, Universität Stuttgart, 1998.
- [79] Sauer, A.; Witt, G.: Optimierung der Eigenschaften von thermoplastischen Lasersinter-Bauteilen, In: RTejournal, Bd. 2 (2005), S. 1-11.
- [80] Sehrt, J.T.: Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren, Disseration, Universität Duisburg-Essen, 2010.
- [81] Rehme, O.: Cellular Design for Laser Freeform Fabrication, Dissertation, Technische Universität Hamburg, 2010.
- [82] Kamiske, G.F.; Brauer, J.-P.: Qualitätsmanagement – von A bis Z, 6. Auflage, München, Carl Hanser Verlag, 2008.
- [83] Gienke, H.; Kämpf, R.: Handbuch Produktion, München, Carl Hanser Verlag, 2007.
- [84] Kuster, J.; Huber, E.; Lippmann, R.; Schmid, A.; Schneider, E.; Witschi, U.; Wüst, R.: Handbuch Projektmanagement, 3. Auflage, Berlin - Heidelberg, Springer-Verlag, 2011.
- [85] Yan, C.; Shi, Y.; Hao, L.: Investigation into the Differences in the Selective Laser Sintering between Amorphous and Semi-crystalline Polymers, In: International Polymer Processing, Bd. 26 (2011) Nr. 4, S. 416-423.
- [86] Ho, H.C.H.; Gibson, I.; Cheung, W.L.: Effect of Energy Density on Morphology and Properties of Selective Laser Sintered Polycarbonate, In: Journal of Material Processing Technology, Bd. 89-90 (1999), S. 204-210.

- [87] Ho, H.C.H.: Properties and Morphological Development of Laser Sintered Polycarbonate and its Composites, Dissertation, University of Hong Kong, 2001.
- [88] Gibson, I.; Shi, D.: Material Properties and Fabrication Parameters in Selective Laser Sintering Process, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 3 (1997) Nr. 4, S. 129-136.
- [89] Dickens, E.D.; Lin Lee, B.; Taylor, G.A.; Magistro, J.; Ng, H.: Sinterable Semi-Crystalline Powder and Near-Fully Dense Article Formed Therewith, Patent US5342929A, 1994.
- [90] Amado, A.; Schmid, M.; Levy, G.; Wegener, K.: Advances in SLS Powder Characterization, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 22nd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2011), The University of Texas at Austin, 2011, S. 438-452.
- [91] Kroh, M.: Development of a Modified Processing Technique for Selective Laser Sintering of High Temperature Resistant Polymers with a Nd:YAG-Laser, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 24th Annual Meeting PPS-24, Salerno (Italien), Polymer Processing Society, 2008, S. 379-383.
- [92] Rechtenwald, T.; Roth, S.; Pohle, D.: Funktionsprototypen aus PEEK, In: Kunststoffe, Bd. 96 (2006) Nr. 11, S. 62-68.
- [93] Dallner, C.; Funkhauser, S.; Müller, F.; Demeter, J.; Völkel, M.: Lasersinterpulver auf Polyoxymethylen, Verfahren zu dessen Herstellung und Formkörper, hergestellt aus diesem Lasersinterpulver, Patent WO 2011/051250 A1, 2011.
- [94] Rietzel, D.; Wendel, B.; Feulner, R.W.; Schmachtenberg, E.: Neue Kunststoffpulver für das Selektive Lasersintern, In: Kunststoffe, Bd. 2 (2008), S. 65 - 68.
- [95] Salmoria, G.V.; Leite, J.L.; Vieira, L.F.; Pires, A.T.N.; Roesler, C.R.M.: Mechanical Properties of PA6/PA12 Blend Specimens Prepared by Selective Laser Sintering, In: Polymer Testing, Bd. 31 (2012), S. 411-416.
- [96] Wahab, M.S.; Dalgarno, K.W.; Cochrane, R.F.: Selective Laser Sintering of Polymer Nanocomposites In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 18th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2007), The University of Texas at Austin, 2007, S. 358-366.
- [97] Wahab, M.S.; Dalgarno, K.W.; Cochrane, R.F.; Hassan, S.: Development of Polymer Nanocomposites for Rapid Prototyping Process, In: Proceedings of the World Congress on Engineering 2009 Vol. II, London UK, WCE 2009, 2009.
- [98] Kim, J.; Creasy, T.S.: Measurement of Sintering Characteristics of Clay-Reinforced Polyamide 6 Nanocomposite, In: Proceedings of the Antec Conference 2004, Chicago, Society of Plastics Engineers, 2004, S. 1325-1329.
- [99] Lao, S.C.; Koo, J.H.; Moon, T.J.; Hadisujoto, B.; Yong, W.; Pilato, L.; Wissler, G.: Flammability and Thermal Properties of Polyamide 11-Alumina Nanocomposites, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 20th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SSF 2009), The University of Texas at Austin, 2009, S. 529-537.
- [100] Rechberger, M.; Eloo, C.; Renner, M.: Neue thermoplastische Werkstoffe für das SLS – vom Polyamid zum Funktionswerkstoff, In: Tagungsband 14. Anwenderforum Rapid Product Development 2009, Stuttgart, Fraunhofer IPA, 2009.
- [101] Blömer, J.: Material und Prozessentwicklung für das Lasersintern: neue Materialien und Mehrkomponenten-Werkstoffe, In: Tagungsband Fachtagung Rapid Prototyping 15.11.2012, Lemgo, 2012.
- [102] Bai, J.; Goodridge, R.D.; Hague, R.J.; Song, M.: Carbon Nanotube Reinforced Polyamide 12 Nanocomposites for Laser-Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.):

- Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 98-107.
- [103] Rimell, J.T.; Marquis, P.M.: Selective Laser Sintering of Ultra High Molecular Weight Polyethylene for Clinical Applications, In: Journal of Biomedical Materials Research Bd. 53 (2000) Nr. 4, S. 414-420.
- [104] Goodridge, R.D.; Shofner, M.L.; Hague, R.J.M.; McClelland, M.; Schlea, M.R.; Johnson, R.B.: Processing of a Polyamide-12/Carbon Nanofibre Composite by Laser Sintering, In: Polymer Testing, Bd. 30 (2011), S. 94-100.
- [105] Niino, T.; Haraguchi, H.; Itagaki, Y.; Hara, K.; Morita, S.: Microstructural Observation and Mechanical Property Evaluation of Plastic Parts Obtained by Preheat Free Laser Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 617-628.
- [106] Athreya, S.R.: Processing and Characterization of Carbon Black-Filled Electrically Conductive Nylon-12 Nanocomposites Produced by Selective Laser Sintering, Dissertation, Georgia Institute of Technology, 2010.
- [107] Athreya, S.R.; Kalaitzidou, K.; Das, S.: Processing and Characterization of a Carbon Black-Filled Electrically Conductive Nylon-12 Nanocomposite Produced by Selective Laser Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 20th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2009), , The University of Texas at Austin, 2009, S. 538-546.
- [108] Kalaitzidou, K.; Athreya, S.; Chun, C.; Das, S.: Laser Sintering vs Melt Compounding: A new Approach for Functionally Graded Polymer Nanocomposites, In: Proceedings of the ICCM17, Edinburgh UK, 2009.
- [109] Gill, T.; Hon, B.: Selective Laser Sintering of SiC/Polyamide Matrix Composites, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 13th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2002), The University of Texas at Austin, 2002, S. 538-545.
- [110] Drummer, D.; Wudy, K.; Kühnlein, F.; Drexler, M.: Polymer Blends for Selective Laser Sintering: Material and Process Requirements, In: Physics Procedia, Bd. 39 (2012), S. 509-517.
- [111] Kim, C.K.; Saotome, T.; Hahn, H.T.; Bang, Y.G.; Sung, W.B.: Development of Nanocomposite Powders for the SLS Process to Enhance Mechanical Properties, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 18th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2007), The University of Texas at Austin, 2007, S. 367-376.
- [112] Schultz, J.P.: Modeling Heat Transfer and Densification during Laser Sintering of Viscoelastic Polymers, Dissertation, Virginia Polytechnic Institute and State University, 2003.
- [113] Kenzari, S.; Bonina, D.; Dubois, J.M.; Fournee, V.: Quasicrystal-Polymer Composites for Selective Laser Sintering Technology, In: Materials and Design, Bd. 35 (2012), S. 691-695.
- [114] Savalani, M.M.; Hao, L.; Dickens, P.M.; Zhang, Y.; Tanner, K.E.; Harris, R.A.: The Effects and Interactions of Fabrication Parameters on the Properties of Selective Laser Sintered Hydroxyapatite Polyamide Composite Biomaterials, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 18 (2012) Nr. 1, S. 16-27.
- [115] Pfister, A.: Neue Materialsysteme für das Dreidimensionale Drucken und das Selektive Lasersintern, Dissertation, Universität Freiburg, 2005.

- [116] Yan, C.; Shi, Y.; Yang, J.; Liu, J.H.: Investigation into the Selective Laser Sintering of Styrene-Acrylonitrile Copolymer and Postprocessing, In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Bd. 51 (2010), S. 973-982.
- [117] Hao, L.; Savalani, M.; Zhang, Y.; Tanner, K.E.; Harris, R.A.: Effects of Material Morphology and Processing Conditions on the Characteristics of Hydroxyapatite and High-Density Polyethylen Biocomposites by Selective Laser Sintering, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications, Bd. 220 (2006), S. 125-137.
- [118] Fiedler, L.; Hähndel, A.; Wutzler, A.; Gerken, J.; Radusch, H.-J.: Development of new Polypropylene based Blends for Laser Sintering, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 24th Annual Meeting PPS-24, Salerno (Italien), Polymer Processing Society, 2008, S. 203-207.
- [119] Radusch, H.-J.; Fiedler, L.; Hähndel, A.; Gerken, J.: Polypropylene Based Blends for Laser Sintering Technology, In: Tagungsband: Fortschritte in der Kunststofftechnik - Theorie und Praxis, Fachhochschule Osnabrück, 2011, S. 1-9.
- [120] Fiedler, L.; Androsch, R.; Mileva, D.; Radusch, H.-J.; Wutzler, A.; Gerken, J.: Experimentelle Simulation der Physikalischen Alterung von Lasersinterpulvern, In: Zeitschrift Kunststofftechnik, Bd. 6 (2010) Nr. 1, S. 20-32.
- [121] Leite, J.L.; Salmoria, G.V.; Paggi, R.A.; Ahrens, C.H.: A Study on Morphological Properties of Laser Sintered Functionally Graded Blends of Amorphous Thermoplastics, In: International Journal of Materials and Product Technology, Bd. 39 (2010) Nr. 1-2, S. 205-221.
- [122] Alscher, G.: Das Verhalten teilkristalliner Thermoplaste beim Lasersintern, Dissertation, Universität Essen, 2000.
- [123] Schmachtenberg, E.; Seul, T.: Model of Isothermic Laser-Sintering, In: Proceedings of the Antec Conference 2002, San Francisco Kalifornien, Society of Plastics Engineers, 2002.
- [124] Childs, T.H.C.; Berzins, M.; Ryder, G.R.; Tontowi, A.: Selective Laser Sintering of an Amorphous Polymer - Simulations and Experiments, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B – Journal of Engineering Manufacture, Bd. 213 (1999), S. 333-349.
- [125] Baumann, F.E.; Dreske, G.; Wilczok, N.: Verfahren zur Herstellung von Polyamid-Feinstpulvern, Patent DE4421454A1, 1994.
- [126] Christoph, W.; Scholten, H.: Verwendung eines Polyamids 12 für selektives Laser-Sintern, Patent DE19747309A1, 1997.
- [127] Yan, C.Z.; Shi, Y.S.; Yang, J.S.; Liu, J.H.: An Organically Modified Montmorillonite Nylon-12 Composite Powder for Selective Laser Sintering, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 17 (2011) Nr. 1, S. 28-36.
- [128] Rietzel, D.; Kühnlein, F.; Drummer, D.: Selektives Lasersintern von teilkristallinen Thermoplasten, In: Rietzel, D., Kühnlein, F., Drummer, D. (Hrsg.): Additive Fertigung - vom Prototyp zur Serie, Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2009, S. 57-71.
- [129] Schmidt, J.; Sachs, M.; Blümel, C.; Fanselow, S.; Winzer, B.; Wirth, K.-E.: A Novel Process Route for the Production of Polymer Powders of Small Size and Good Flowability for Selective Laser Sintering of Polymers, In: Demmer, A. (Hrsg.): Proceedings of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2014, Berlin, 2014.

- [130] Schmidt, J.; Peukert, W.; Wirth, K.-E.; Sachs, M.; Blümel, C.: Strahlschmelzverfahren – Einstellung der Dispersität und Funktionalisierung von Partikeln, In: Drummer, D. (Hrsg.): Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs 814 - Additive Fertigung, Erlangen, Sonderforschungsbereich 814 - Additive Fertigung, 2012, S. 11-25.
- [131] Aquite, W.; Launhardt, M.; Osswald, T.: Manufacturing of Micropellets using Rayleigh Disturbances, In: CIRP (Hrsg.): Proceedings of the 44th Conference on Manufacturing Systems, University of Wisconsin-Madison, 2011, S. 1-4.
- [132] Rietzel, D.; Aquite, W.; Drummer, D.; Osswald, T.: Polymer Powders for Selective Laser Sintering - Production and Characterization, In: CIRP (Hrsg.): Proceedings of the 44th Conference on Manufacturing Systems, University of Wisconsin-Madison, 2011, S. 1-6.
- [133] Eloo, C.; Rechberger, M.: Neue Technologien zur Herstellung thermoplastischer Pulver, In: Teipel, U. (Hrsg.): 5. Symposium Partikeltechnologie, Pfiztal, Fraunhofer Verlag, 2011, S. 353-366.
- [134] Fruth, C.J.; Feulner, R.; Schmachtenberg, E.; Rietzel, D.: Fasern zur Verwendung bei der Herstellung eines schichtweise aufgebauten Formkörpers, Patent EP2282884A2, 2008.
- [135] Fiedler, L.; Garcia Correa, L.O.; Radusch, H.-J.: Evaluation of Polypropylene Powder Grades in Consideration of the Laser Sintering Processability, In: Zeitschrift Kunststofftechnik, Bd. 3 (2007) Nr. 4, S. 1-14.
- [136] Vasquez, M.; Haworth, B.; Hopkinson, N.: Methods for Quantifying the Stable Sintering Region in Laser Sintered Polyamide-12, In: Polymer Engineering and Science, Bd. 53 (2012) Nr. 3, S. 1-11.
- [137] Vasquez, M.; Hopkinson, N.; Haworth, B.: Laser Sintering Processes: Practical Verification of Particle Coalescence for Polyamides and Thermoplastic Elastomers, In: Proceedings of the Antec Conference 2011, Society of Plastics Engineers, 2011, S. 1-5.
- [138] Vasquez, M.; Haworth, B.; Hopkinson, N.: Optimum Sintering Region for Laser Sintered Nylon-12, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Bd. 225 (2011) Nr. 12, S. 2240-2248.
- [139] Zarringhalam, H.: Investigation into Crystallinity and Degree of Particle Melt in Selective Laser Sintering, Dissertation, Loughborough University, 2007.
- [140] Gornet, T.: Materials and Process Control for Rapid Manufacturing, In: Hopkinson, N., Hague, R.J.M., Dickens, P.M. (Hrsg.): Rapid Manufacturing - An Industrial Revolution for the Digital Age, Weinheim, Wiley Verlag, 2006, S. 125-146.
- [141] Drummer, D.; Drexler, M.; Wudy, K.; Kühnlein, F.: Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Bauteileigenschaften pulver- und strahlbasierter Verfahren, In: Messe-Erfurt (Hrsg.): Tagungsband Rapid.Tech 2013, Erfurt, Desotron-Verlags-Gesellschaft, 2013.
- [142] Drummer, D.; Drexler, M.; Wudy, K.: Derivation of Heating Rate Dependent Exposure Strategies for the Selective Laser Melting of Thermoplastic Polymers, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 30th Annual Meeting PPS-30, Cleveland, Ohio (USA), Polymer Processing Society, 2014, S. S15-294.
- [143] Gornet, T.J.; Davis, K.R.; Starr, T.L.; Mulloy, K.M.: Characterization of Selective Laser Sintering Materials to Determine Process Stability, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 13th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2002), The University of Texas at Austin, 2002, S. 546-553.
- [144] Pham, D.T.; Dotchev, K.D.; Yusoff, W.A.Y.: Detoriation of Polyamide Powder Properties in the Laser Sintering Process, In: Proceedings of the Institution of

- Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, Bd. 222 (2008) Nr. 11, S. 2163-2176.
- [145] Schmid, M.; Amado, F.; Levy, G.: iCoPP – A new Polyolefin for Additive Manufacturing (SLS), In: Proceedings of the International Conference on Additive Manufacturing, Loughborough University, 2011.
- [146] Shi, Y.; Li, Z.; Sun, H.; Huang, S.; Zeng, F.: Effect of the Properties of the Polymer Materials on the Quality of Selective Laser Sintering Parts, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications, Bd. 218 (2004), S. 247-252.
- [147] Haworth, B.; Hopkinson, N.; Hitt, D.; Zhong, X.: Shear Viscosity Measurements on Polyamide-12 Polymers for Laser Sintering, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 19 (2013) Nr. 1, S. 28-36.
- [148] Drummer, D.; Wudy, K.; Drexler, M.: Influence of Energy Input on Degradation Behavior of Polyamide 12 during Selective Laser Melting Process, In: Demmer, A. (Hrsg.): Proceedings of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2014, Berlin, 2014.
- [149] Haworth, B.; Hitt, D.J.; Hopkinson, N.; Vasquez, M.: Laser Sintering Process for Polymers: Influence of Molecular Weight and Definition of a Stable Sintering Region, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 29th Annual Meeting PPS-29, Nürnberg (Deutschland), Polymer Processing Society, 2013.
- [150] Ehrenstein, G.W.: Polymer-Werkstoffe, 2. Auflage, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 1999.
- [151] Pham, D.T.; Dotchev, K.D.; Yusoff, W.A.Y.: Improvement of Part Surface Finishing in Laser Sintering by Experimental Design Optimization (DOE), In: Pham, D.T. (Hrsg.): Proceedings of Third Virtual International Conference on Innovative Production Machines and Systems (IPROMS 2007), CRC Press, 2007.
- [152] Yusoff, W.A.Y.; Thomas, A.J.: The Effect of Employing an Effective Laser Sintering Scanning Strategy and Energy Density Value on Eliminating "Orange Peel" on a Selective Laser Sintered Part, In: IAMOT 2008 Proceedings, International Association for Management of Technology, 2008.
- [153] Schmachtenberg, E.; Schoenfeld, M.: Material Optimization of PA12 Laser Sintering Powder to Improve Surface Quality, In: Proceedings of the Antec Conference 2006, Orlando Florida, Society of Plastics Engineers, 2006, S. 1910-1914.
- [154] Wudy, K.; Drummer, D.; Drexler, M.: Characterization of Polymer Materials and Powders for Selective Laser Melting, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 29th Annual Meeting PPS-29, Nürnberg (Deutschland), Polymer Processing Society, 2013.
- [155] Martin, H.; Gnielinski, V.; Mewes, D.; Steiner, D.; Stephan, K.; Schaber, K.; Vortmeyer, D.; Kabelac, S.: VDI – Wärmeatlas, 10. Auflage, Berlin - Heidelberg - New York, Springer-Verlag, 2002.
- [156] Drexler, M.; Drummer, D.; Kühnlein, F.; Wudy, K.: Selektives Strahlschmelzen von Kunststoffen – Grundlagenwissenschaftliche Prozessanalyse und Simulation, In: Drummer, D. (Hrsg.): Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs 814 - Additive Fertigung, Erlangen, Sonderforschungsbereich 814 - Additive Fertigung, 2012, S. 27-48.
- [157] German, R.M.: Particle Packing Characteristics, Metal Powder Industries Federation, 1989.

- [158] Drummer, D.; Drexler, M.; Kühnlein, F.: Influence of Powder Coating on Part Density as a Function of Coating Parameters, In: Drstvensek, I., Hartner, T.Z., Katalinic, B., Dolinsek, S. (Hrsg.): Proceedings of the 4th International Conference on Additive Technologies (ICAT 2012), DAAAM International Organisation, 2012.
- [159] Drummer, D.; Drexler, M.; Kühnlein, F.: Effects on the Density Distribution of SLS-Parts, In: Physics Procedia, Bd. 39 (2012), S. 500-508.
- [160] Ho, H.C.H.; Cheung, W.L.; Gibson, I.: Morphology and Properties of Selective Laser Sintered Bisphenol A Polycarbonate, In: Industrial & Engineering Chemistry Research, Bd. 42 (2003) Nr. 9, S. 1850 - 1862.
- [161] Ho, H.C.H.; Cheung, W.L.; Gibson, I.: Effects of Graphite Powder on the Laser Sintering Behaviour of Polycarbonate, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 8 (2002) Nr. 4, S. 233-242.
- [162] Amado, A.; Schmid, M.; Wegener, K.: Flowability of SLS Powders at Elevated Temperature, In: Messe-Erfurt (Hrsg.): Tagungsband Rapid.Tech 2013, Erfurt, Desotron-Verlags-Gesellschaft, 2013.
- [163] Mielicki, C.; Gronhoff, B.; Wortberg, J.: Effects of Laser Sintering Processing Time and Temperature on Changes in Polyamide 12 Powder Particle Size, Shape and Distribution, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 29th Annual Meeting PPS-29, Nürnberg (Deutschland), Polymer Processing Society, 2013.
- [164] Meiners, W.: Direktes Selektives Laser Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe, Dissertation, RWTH Aachen, 1999.
- [165] Starr, T.L.; Gornet, T.J.; Usher, J.S.: The Effect of Process Conditions on Mechanical Properties of Laser-Sintered Nylon, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 17 (2011) Nr. 6, S. 418-423.
- [166] Usher, J.S.; Gornet, T.J.; Starr, T.L.: Weibull Growth Modeling of Laser-Sintered Nylon 12, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 19 (2013) Nr. 4, S. 300-306.
- [167] Caulfield, B.; McHugh, P.E.; Lohfeld, S.: Dependence of Mechanical Properties of Polyamide Components on Build Parameters in the SLS Process, In: Journal of Materials Processing Technology, Bd. 182 (2007), S. 477-488.
- [168] Poprawe, R.: Lasertechnik für die Fertigung, 1. Auflage, Berlin - Heidelberg, Springer-Verlag, 2005.
- [169] Wagner, C.: Untersuchungen zum Selektiven Lasersintern von Metallen, Dissertation, RWTH Aachen, 2002.
- [170] Hänsch, D.: Die optischen Eigenschaften von Polymeren und ihre Bedeutung für das Durchstrahlschweißen mit Diodenlaser, Dissertation, RWTH Aachen, 2001.
- [171] Frick, T., Hopfner, M.: Laserstrahlschweißen von Kunststoffen – Band 1, 2. Auflage, Erlangen, Bayerisches Laserzentrum, 2005.
- [172] Bonten, C.; Tüchert, C.: Welding of Plastics - Introduction into Heating by Radiation, In: Journal of Reinforced Plastics and Composites, Bd. 21 (2002) Nr. 8, S. 699-709
- [173] Klein, R.M.: Bearbeitung von Polymerwerkstoffen mit Infraroter Laserstrahlung, Dissertation, RWTH Aachen, 1990.
- [174] von Allmen, M.; Blatter, A.: Laser-Beam Interactions with Materials, 2. Auflage, Berlin - Heidelberg - New York, Springer-Verlag, 1998.
- [175] Träger, F.: Springer Handbook of Lasers and Optics, 2. Auflage, Berlin - Heidelberg, Springer-Verlag, 2012.
- [176] Kruth, J.P.; Wang, X.; Laoui, T.; Froyen, L.: Lasers and Materials in Selective Laser Sintering, In: Assembly Automation, Bd. 23 (2003) Nr. 4, S. 357-371.

- [177] Sun, M.-S.M.: Physical Modeling of the Selective Laser Sintering Process, Dissertation, University of Texas at Austin, 1991.
- [178] Kokhanovsky, A.A.: Optics of Light Scattering Media - Problems and Solutions, 2. Auflage, Chichester, Praxis Publishing, 2001.
- [179] Zinth, W.; Zinth, U.: Optik: Lichtstrahlen – Wellen – Photonen, München, Oldenbourg Wissenschaftsverlag, 2013.
- [180] Mie, G.: Beiträge zur Optik trüber Medien, speziell kolloidaler Metalllösungen, In: Annalen der Physik, Bd. 330 (1908) Nr. 3, S. 377-445.
- [181] Michler, G.H.: Kunststoff-Mikromechanik – Morphologie, Deformations- und Bruchmechanismen, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 1992.
- [182] Brügel, W.: Physik und Technik der Ultrarotstrahlung, Hannover, Curt R. Vincentz Verlag, 1961.
- [183] Meeten, G.H.: Optical Properties of Polymers, 1. Auflage, London - New York, Elsevier Applied Science Publishers, 1986.
- [184] Fan, K.M.; Wong, K.W.; Cheung, W.L.: Reflectance and Transmittance of TrueForm Powder and its Composites to CO₂-Laser, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 13 (2007) Nr. 3, S. 175-181.
- [185] Tolochko, N.K.; Laoui, T.; Khlopkov, Y.V.; etc.: Absorptance of Powder Materials Suitable for Laser Sintering, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 6 (2000) Nr. 3, S. 155-160.
- [186] Laumer, T.; Stichel, T.; Appel, P.; Amend, P.: Untersuchungen zum Absorptionsverhalten von Pulverschüttungen für das Laserstrahlschmelzen von Kunststoffen, In: Messe-Erfurt (Hrsg.): Tagungsband Rapid.Tech 2013, Erfurt, Desotron-Verlags-Gesellschaft, 2013.
- [187] Keller, B.; Pfeifer, R.; Su, W.N.; Eyerer, P.: Temperature dependent optical properties of polymers as a basis for laser process modelling, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SSF 1998), The University of Texas at Austin, 1998, S. 549-556.
- [188] Singh, A.K.; Prakash, R.S.: Response Surface-Based Simulation Modeling for Selective Laser Sintering Process, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 16 (2010) Nr. 6, S. 441-449.
- [189] Singh, A.K.; Prakash, R.S.: DOE based Three-dimensional Finite Element Analysis for Predicting Density of a Laser-Sintered Part, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 16 (2010) Nr. 6, S. 460-467.
- [190] Dong, L.; Makradi, A.; Ahzi, S.; Remond, Y.: Three-Dimensional Transient Finite Element Analysis of the Selective Laser Sintering Process, In: Journal of Material Processing Technology, Bd. 209 (2009), S. 700-706.
- [191] Jamal, N.M.: Finite Element Analysis of Curl Development in the Selective Laser Sintering Process, Dissertation, University of Leeds, 2001.
- [192] Bugada, G.; Cervera, M.; Lombra, G.: Numerical Prediction of Temperature and Density Distributions in Selective Laser Sintering Processes, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 5 (1999) Nr. 1, S. 21-26.
- [193] Williams, J.D.; Deckard, C.R.: Advances in Modeling the Effects of Selected Parameters on the SLS Process, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 4 (1998) Nr. 2, S. 90-100.

- [194] Steinberger, J.; Shen, J.; Manetsberger, K.; Muellers, J.: The Simulation of the SLS Process as the Basis of a Process Optimization, In: Solid freeform fabrication proceedings, Austin, Texas, 2000, S. 377 - 385.
- [195] Rietzel, D.; Drexler, M.; Kühnlein, F.; Drummer, D.: Influence of Temperature Fields on the Processing of Polymer Powders by Means of Laser and Mask Sintering Technology, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 22nd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2011), The University of Texas at Austin, 2011, S. 252-262.
- [196] Song, Y.A.: Selektives Lasersintern metallischer Prototypen, Dissertation, RWTH Aachen, 1995.
- [197] Baehr, S.; Stephan, K.: Wärme- und Stoffübertragung, 5. Auflage, Berlin - Heidelberg, Springer Verlag, 2006.
- [198] Herwig, H.: Wärmeübertragung A-Z, Berlin - Heidelberg, Springer-Verlag, 2000.
- [199] Shen, J.: Inhomogeneous Shrinkage of Polymer Materials in Selective Laser Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 11th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2000), The University of Texas at Austin, 2000, S. 298-305.
- [200] Soe, S.P.; Eysers, D.R.; Setchi, R.: Assessment of Non-Uniform Shrinkage in the Laser Sintering of Polymer Materials, In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Bd. 68 (2013) Nr. 1-4, S. 111-125.
- [201] Soe, S.P.: Quantitative Analysis on SLS Part Curling Using EOS P700 Maschine, In: Journal of Material Processing Technology, Bd. 212 (2012), S. 2433-2442.
- [202] Jamal, N.M.; Dalgarno, K.W.: Analysis of the Influence of Viscoelasticity in Curl Development in SLS, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 13th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SSF 2002), The University of Texas at Austin, 2002, S. 349-356.
- [203] Frenkel, J.: Viscous Flow of Crystalline Bodies under the Action of Surface Tension, In: Journal of Physics, Bd. 9 (1945) Nr. 5, S. 385-391.
- [204] Scherer, G.W.: Sintering of Low-Density Glasses: I, Theory, In: Journal of the American Ceramic Society, Bd. 60 (1977), S. 236-239.
- [205] Scherer, G.W.: Viscous Sintering of a Bimodal Pore-Size Distribution, In: Journal of the American Ceramic Society, Bd. 67 (1984) Nr. 11, S. 709-715.
- [206] Scherer, G.W.; Garino, T.: Viscous Sintering on a Rigid Substrate, In: Journal of the American Ceramic Society, Bd. 68 (1985) Nr. 4, S. 216-220.
- [207] Mackenzie, J.K.; Shuttleworth, R.: A Phenomenological Theory of Sintering, In: Proceedings of the Physical Society. Section B, Bd. 62 (1949) Nr. 12, S. 833-852.
- [208] Pokluda, O.; Bellehumeur, C.T.; Vlachopoulos, J.: Modification of Frenkel's Model for Sintering, In: AIChE Journal, Bd. 43 (1997) Nr. 12, S. 3253-3256.
- [209] Xing, J.; Sun, W.; Rana, R.S.: 3D Modeling and Testing of Transient Temperature in Selective Laser Sintering (SLS) Process, In: Optik, Bd. 124 (2013), S. 301-304.
- [210] Tontowi, A.E.; Childs, T.H.C.: Density Prediction of Crystalline Polymer Sintered Parts at various Powder Bed Temperatures, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 7 (2001) Nr. 3, S. 180-184.
- [211] Bauereiß, A.; Parteli, E.; Riedelbauer, D.; Stingl, M.: Numerische Simulation pulver- und strahlbasierter additiver Fertigungsprozesse, In: Drummer, D. (Hrsg.): Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs 814 - Additive Fertigung, Erlangen, Sonderforschungsbereich 814 - Additive Fertigung, 2012, S. 117-131.

- [212] Majewski, C.E.; H.Zarringhalam; N.Hopkinson: Effects of Degree of Particle Melt and Crystallinity in SLS Nylon-12 Parts, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 19th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2008), The University of Texas at Austin, 2008, S. 45-54.
- [213] Hopkinson, N.; Majewski, C.; Zarringhalam, H.: Quantifying the Degree of Particle Melt in Selective Laser Sintering, In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Bd. 58 (2009), S. 197-200.
- [214] Zarringhalam, H.; Majewski, C.; Hopkinson, N.: Degree of Particle Melt in Nylon-12 Selective Laser-Sintered Parts, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 15 (2009) Nr. 2, S. 126-132.
- [215] Kruth, J.P.; Levy, G.; Klocke, F.; Childs, T.H.C.: Consolidation Phenomena in Laser and Powder-Bed Based Layered Manufacturing, In: Annals of the CIRP, Bd. 56 (2007) Nr. 2, S. 730-759.
- [216] Kruth, J.P.; Levy, G.; Schindel, R.; Craeghs, T.; Yasa, E.: Consolidation of Polymer Powders by Selective Laser Sintering, In: Proceedings of the 3rd International Conference on Polymers and Moulds Innovations, University College Gent, 2008, S. 15-30.
- [217] Kruth, J.P.; Mercelis, P.; Froyen, L.; Rombouts, M.: Binding Mechanisms in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 15th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SSF 2004), The University of Texas at Austin, 2004, S. 44-59.
- [218] Blattmeier, M.: Strukturanalyse von lasergesinterten Schichtverbunden mit werkstoffmechanischen Methoden, Dissertation, Universität Duisburg-Essen, 2012.
- [219] Schmidt, M.; Pohle, D.; Rechtenwald, T.: Selective Laser Sintering of PEEK, In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Bd. 56 (2007) Nr. 1, S. 205-208.
- [220] Schmachtenberg, E.; Feulner, R.W.; Rietzel, D.; Wendel, B.: Wechselwirkungen Kunststoff - Laserprozess, In: Kunststofftechnik, Bd. 4 (2008) Nr. 3, S. 1 - 19.
- [221] Dupin, S.: Etude Fondamentale de la Transformation du Polyamide 12 par Frittage Laser: Mécanismes Physico-Chimiques et Relations Microstructures/ Propriétés, Dissertation, Universität Lyon, 2012.
- [222] Leigh, D.K.: A Comparison of Polyamide 11 Mechanical Properties between Laser Sintering and Traditional Molding, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 574-605.
- [223] Silverman, T.J.; Hall, A.; South, B.; Yong, W.; Koo, J.H.: Comparison of Material Properties and Microstructure of Specimens Built using the 3D Systems Vanguard HS and Vanguard HiQ+HS SLS Systems, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 18th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2007), The University of Texas at Austin, 2007, S. 392-401.
- [224] Ajoku, U.; Saleh, N.; Hopkinson, N.; Hague, R.; Erasenthiran, P.: Investigating Mechanical Anisotropy and End-of-Vector Effect in Laser-Sintered Nylon Parts, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Bd. 220 (2006), S. 1077-1086.
- [225] Majewski, C.; Hopkinson, N.: Effect of Section Thickness and Build Orientation on Tensile Properties and Material Characteristics of Laser Sintered Nylon-12 Parts, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 17 (2011) Nr. 3, S. 176-180.
- [226] Fulcher, B.; Leigh, D.K.: Effects of Laser Window Degradation on Laser Power and Distribution in Laser Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 24th

- International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2013), The University of Texas at Austin, 2013, S. 150-161.
- [227] Jain, P.K.; Pandey, P.M.; Rao, P.V.M.: Experimental Investigation into the Effect of Delay Time on Part Strength in Selective Laser Sintering, In: Proceedings of the International Conference on Manufacturing Automation (ICMA 2007), Singapore, National University of Singapore, 2007, S. 501-516.
- [228] Griebßbach, S.; Lach, R.: Hochbelastbare Lasersinterteile mit homogenen Materialeigenschaften, In: RTejournal, Bd. 5 (2008).
- [229] Hadro, P.J.: A Design of Experiment Approach to Determine the Optimal Process Parameters for Rapid Prototyping Machines, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 15th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2004), The University of Texas at Austin, 2004.
- [230] Chung, H.; Das, S.: Processing and Properties of Glass Bead Particulate-Filled Functionally Graded Nylon-11 Composites Produced by Selective Laser Sintering, In: Materials Science and Engineering Bd. A 437 (2006), S. 226-234.
- [231] Kaddar, W.; Witt, G.: Die Festigkeit in Abhängigkeit von Scanstrategien & -optionen beim Lasersintern vom Kunststoff, In: RTejournal, Bd. 7 (2010).
- [232] Ghanekar, A.; Crawford, R.; Watson, D.: Optimization of SLS Process Parameters using D-Optimality, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 14th International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2003), The University of Texas at Austin, 2003, S. 348-362.
- [233] Jain, P.K.; Pulak, M.; Pandey, P.V.; Rao, M.: Experimental Investigation for Improving Part Strength in Selective Laser Sintering, In: Virtual and Physical Prototyping, Bd. 3 (2008) Nr. 3, S. 177-188.
- [234] Ajoku, U.: Investigating the Compression Properties of Selective Laser Sintered Nylon-12, Dissertation, Loughborough University, 2008.
- [235] Beal, V.E.; Paggi, R.A.; Salmoria, G.V.; Lago, A.: Statistical Evaluation of Laser Energy Density Effect on Mechanical Properties of Polyamide Parts Manufactured by Selective Laser Sintering, In: Journal of Applied Polymer Science, Bd. 113 (2009), S. 2910-2919.
- [236] Monzón, M.; Hernández, P.M.; Benítez, A.N.; Marrero, M.D.; Fernández, Á.: Predictability of Plastic Parts Behaviour made from Rapid Manufacturing, In: Tsinghua Science and Technology, Bd. 14 (2009) Nr. 1, S. 100-107.
- [237] Jain, P.K.; Pandey, P.M.; Rao, P.V.M.: Effect of Delay Time on Part Strength in Selective Laser Sintering, In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology Bd. 43 (2009) Nr. 1-2, S. 117-126.
- [238] Pilipovic, A.; Valentin, B.; Brajlili, T.; Haramina, T.; Balic, J.; Kodvanj, J.; Sercer, M.; Drstvensek, I.: Influence of Laser Sintering Parameters on Mechanical Properties of Polymer Products, In: Katalinic, B. (Hrsg.): Annals of DAAAM for 2010 & Proceedings of 3rd International Conference on Additive Technologies (ICAT 2010), DAAAM International Organisation 2010, S. 285-286.
- [239] Rüsenberg, S.; Schmidt, L.; Schmid, H.-J.: Mechanical and Physical Properties – A Way to Assess Quality of Laser Sintered Parts, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 22nd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2011), The University of Texas at Austin, 2011, S. 239-251.
- [240] Reddy, T.A.J.; Kumar, Y.R.; Rao, C.S.P.: Determination of Optimum Process Parameters using Taguchi's Approach to Improve the Quality of SLS Parts, In:

- Wamkeue, R. (Hrsg.): Proceedings of the 17th IASTED International Conference on Modelling and Simulation 2006, Acta Press, 2006, S. 228-233.
- [241] Bacchewar, P.B.; Singhal, S.K.; Pandey, P.M.: Statistical Modelling and Optimization of Surface Roughness in the Selective Laser Sintering Process, In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Bd. 221 (2007) Nr. 1, S. 35-52.
- [242] Wegner, A.; Witt, G.: Influencing Factors on Surface Roughness in Laser Sintering and Their Effect on Process Speed, In: Demmer, A. (Hrsg.): Proceedings of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2012, Berlin, 2012.
- [243] Tumer, I.Y.; Thompson, D.C.; Wood, K.L.; Crawford, R.H.: Characterization of Surface Fault Patterns with Application to a Layered Manufacturing Process, In: Journal of Manufacturing Systems, Bd. 17 (1998) Nr. 1, S. 23-36.
- [244] Sachdeva, A.; Singh, S.; Sharma, V.: Investigating Surface Roughness of Parts Produced by SLS Process, In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Bd. 64 (2012) Nr. 9-12, S. 1505-1516.
- [245] Raghunatha, N.; Pandey, P.M.: Improving Accuracy through Shrinkage Modelling by using Taguchi Method in Selective Laser Sintering, In: International Journal of Machine Tools & Manufacture, Bd. 47 (2007), S. 985-995.
- [246] Senthilkumaran, K.; Pandey, P.M.; Rao, P.V.M.: Statistical Modeling and Minimization of Form Error in SLS Prototyping, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 18 (2012) Nr. 1, S. 38-48.
- [247] Usher, J.S.; Srinivasan, M.K.: Quality Improvement of a Selective Laser Sintering Process, In: Quality Engineering, Bd. 13 (2000) Nr. 2, S. 161-168.
- [248] Berce, P.; Pacurar, R.; Balci, N.; Paclisan, D.: SLS Parameter Optimization using the Taguchi Method, In: Katalinic, B. (Hrsg.): Proceedings of 2nd International Conference on Additive Technologies (ICAT 2008) and Annals of DAAAM for 2008, DAAAM International Organisation, 2008, S. 93-94.
- [249] Wang, R.-J.; Wang, L.; Zhao, L.; Liu, Z.: Influence of Process Parameters on Part Shrinkage in SLS, In: International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Bd. 33 (2007), S. 498-504.
- [250] Uihlein, T.: Potenziale additiver Fertigung im Triebwerksbau und notwendige Voraussetzungen, In: Tagungsband 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, Augsburg, iwv Anwenderzentrum Augsburg, 2013.
- [251] Kruth, J.P.; Mercelis, P.; Van Vaerenbergh, J.; Craeghs, T.: Feedback Control of Selective Laser Melting, In: Bartolo, P.J., Jorge, M.A., Batista, F.d.C., Almeida, H.A., Matias, J.M., Vasco, J.C., Gaspar, J.B., Correia, M.A., Andre, N.C., Alves, N.F., Novo, P.P., Martinho, P.G., Carvalho, R.A. (Hrsg.): Virtual and Rapid Manufacturing - Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping, Taylor and Francis, 2007, S. 521-527.
- [252] Mercelis, P.: Control of Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting Processes, Dissertation, Katholieke Universiteit Leuven, 2007.
- [253] Berumen, S.; Bechmann, F.; Lindner, D.; Kruth, J.-P.; Craeghs, T.: Quality Control of Laser- and Powder Bed-Based Additive Manufacturing (AM) Technologies, In: Physics Procedia, Bd. 5 (2010), S. 617-622.
- [254] Craeghs, T.; Bechmann, F.; Berumen, S.; Kruth, J.-P.: Feedback Control of Layerwise Laser Melting Using Optical Sensors, In: Physics Procedia, Bd. 5 (2010), S. 505-514.

- [255] Chivel, Y.; Smurov, I.: On-line Temperature Monitoring in Selective Laser Sintering/Melting, In: Physics Procedia, Bd. 5 (2010), S. 515-521.
- [256] Andersson, L.-E.; Larsson, M.: Vorrichtung und Anordnung zur Herstellung eines dreidimensionalen Objekts, Patent DE60108390T2, 2001.
- [257] Kleszczynski, S.; Sehr, J.T.; Witt, G.; zur Jacobsmühlen, J.: Error Detection in Laser Beam Melting Systems by High Resolution Imaging, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 975-987.
- [258] zur Jacobsmühlen, J.; Kleszczynski, S.; Schneider, D.; Witt, G.: High Resolution Imaging for Inspection of Laser Beam Melting Systems, In: Proceedings of the I2MTC 2013, Minneapolis, MN, USA, 2013.
- [259] Kleszczynski, S.; zur Jacobsmühlen, J.; Reinartz, B.; Sehr, J.T.; Witt, G.; Merhof, D.: Improving Process Stability of Laser Beam Melting Systems, In: Demmer, A. (Hrsg.): Proceedings of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2014, Berlin, 2014.
- [260] Krauss, H.; Eschey, C.; Zaeh, M.F.: Thermography for Monitoring the Selective Laser Melting Process, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 999-1014.
- [261] Schwerdtfeger, J.; Singer, R.F.; Körner, C.: In Situ Flaw Detection by IR-Imaging during Electron Beam Melting, In: Rapid Prototyping Journal, Bd. 18 (2012) Nr. 4, S. 259-263.
- [262] Hartmann, W.; Hausotte, T.; Kühnlein, F.; Drummer, D.: Incremental In-Line Measurement Technique for Additive Manufacturing, In: Demmer, A. (Hrsg.): Proceedings of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2012, Berlin, 2012.
- [263] Pfefferkorn, F.: Anlagentechnik zur Herstellung funktionsintegrierter Kunststoffbauteile mittels Lasersintern, In: Seminarbericht (2013) 108: 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, iwB, TU München, 2013.
- [264] Chung, M.; Allanic, A.-L.: Sintern unter Verwendung von Thermobild-Rückkopplung, Patent DE102004017769B4, 2004.
- [265] Huskamp, C.S.: Methods and Systems for Controlling and Adjusting Heat Distribution over a Part Bed, Patent US 7515986 B2, 2007.
- [266] Philippi, J.: Verfahren zum Herstellen eines dreidimensionalen Objekts mittels Lasersintern, Patent DE102007056984A1, 2007.
- [267] Diller, T.; Sreenivasan, R.; Beaman, J.; Bourell, D.; LaRocco, J.: Thermal Model of the Build Environment for Polyamide Powder Selective Laser Sintering, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 21st International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2010), The University of Texas at Austin, 2010, S. 539-548.
- [268] Yuan, M.; Bourell, D.: Efforts to Reduce Part Bed Thermal Gradients during Laser Sintering Processing, In: Bourell, D. (Hrsg.): Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012), The University of Texas at Austin, 2012, S. 962-974.
- [269] Schuster, N.; Kolobrodov, V.G.: Infrarotthermographie, 2. Auflage, Weinheim, Wiley-VCH Verlag, 2004.
- [270] N., N.: Schulungsunterlagen: Einführung in Theorie und Praxis der Infrarot-Thermografie, InfraTec, 2011.

- [271] Minkina, W.; Dudzik, S.: *Infrared Thermography: Errors and Uncertainties*, 1. Auflage, Chichester, West Sussex UK, John Wiley & Sons, 2009.
- [272] Wolfe, W.L.; Zissis, G.J.: *The Infrared Handbook*, 4. Auflage, Infrared Information and Analysis (IRIA) Center, 1993.
- [273] Price, S.; Cooper, K.; Chou, K.: *Evaluations of Temperature Measurements by Near-Infrared Thermography in Powder-Based Electron-Beam Additive Manufacturing*, In: Bourell, D. (Hrsg.): *Proceedings of the 23rd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2012)*, The University of Texas at Austin, 2012, S. 761-773.
- [274] Kosolov, S.; Boillat, E.; Glardon, R.; Fischer, P.; Locher, M.: *3D FE Simulation for Temperature Evolution in the Selective Laser Sintering Process*, In: *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Bd. 44 (2004), S. 117-123.
- [275] Gao, Y.; Xing, J.; Zhang, J.; Luo, N.; Zheng, H.: *Research on Measurement Method of Selective Laser Sintering (SLS) Transient Temperature*, In: *Optik*, Bd. 119 (2008), S. 618-623.
- [276] Wegner, A.; Witt, G.: *Thermographie zur Temperaturmessung beim Laser-Sintern - ein Beitrag zur Qualitätssicherung*, In: *RTEjournal*, Bd. 8 (2011).
- [277] Wegner, A.; Witt, G.: *Process Monitoring in Laser Sintering using Thermal Imaging*, In: Bourell, D. (Hrsg.): *Proceedings of the 22nd International Solid Freeform Fabrication Symposium (SSF 2011)*, The University of Texas at Austin, 2011, S. 405-414.
- [278] N., N.: *Materialdatenblatt EOSINT PA2200*, EOS GmbH, Krailling.
- [279] Domininghaus, H.; Eyerer, P.; Elsner, P.; Hirth, T.: *Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften*, 6. Auflage, Berlin - Heidelberg - New York, Springer-Verlag, 2005.
- [280] Baur, E.; Brinkmann, S.; Osswald, T.; E., S.: *Saechtling Kunststoffaschenbuch*, 28. Auflage, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 2001.
- [281] N., N.: *Materialdatenblatt EOSINT PA2202*, EOS GmbH, Krailling.
- [282] Gebhardt, A.: *Rapid Prototyping: Werkzeuge für die schnelle Produktentstehung*, 2. Auflage, München - Wien, Hanser Verlag, 2000.
- [283] N., N.: *Systemdatenblatt Formiga P100*, EOS GmbH, Krailling.
- [284] DIN EN ISO 1133-1, *Kunststoffe – Bestimmung der Schmelze-Massefließrate (MFR) und der Schmelze-Volumenfließrate (MVR) von Thermoplasten – Teil 1: Allgemeines Prüfverfahren*, 2010.
- [285] DIN EN ISO 1133-2, *Kunststoffe – Bestimmung der Schmelze-Massefließrate (MFR) und der Schmelze-Volumenfließrate (MVR) von Thermoplasten – Teil 2: Verfahren für Materialien, die empfindlich gegen eine zeit- bzw. temperaturabhängige Vorgeschichte und/oder Feuchte sind*, 2010.
- [286] Ehrenstein, G.W.; Riedel, G.; Trawiel, P.: *14. Hochschulpraktikum Schadensanalyse an Kunststoffen am Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Praktikumsskript*, Universität Erlangen - Nürnberg, 2007.
- [287] Grellmann, W.; Seidler, S.: *Kunststoffprüfung*, 2. Auflage, München, Carl Hanser Verlag, 2011.
- [288] DIN EN ISO 11358-1, *Kunststoffe – Thermogravimetrie (TG) von Polymeren – Teil 1: Allgemeine Grundsätze*, 2013.
- [289] Ehrenstein, G.W.; Riedel, G.; Trawiel, P.: *Praxis der thermischen Analyse von Kunststoffen*, 2. Auflage, München, Carl Hanser Verlag, 2003.
- [290] Frick, A.; Stern, C.: *DSC-Prüfung in der Anwendung*, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 2006.

- [291] DIN EN ISO 11357-1, Kunststoffe – Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) – Teil 1: Allgemeine Grundlagen, 2010.
- [292] DIN EN ISO 11357-3, Kunststoffe – Dynamische Differenzkalorimetrie (DDK) – Teil 3: Bestimmung der Schmelz- und Kristallisationstemperatur und der Schmelz- und Kristallisationsenthalpie, 2012.
- [293] Gogolewski, S.; Czerntawska, K.; Gastorek, M.: Effect of Annealing on Thermal Properties and Crystalline Structure of Polyamides. Nylon 12 (Polylaurolactam), In: Colloid and Polymer Science, Bd. 258 (1980) Nr. 10, S. 1130-1136.
- [294] Helbert, J.; Maturilli, A.: The Emissivity of a Fine-Grained Labradorite Sample at Typical Mercury Dayside Temperatures, In: Earth and Planetary Science Letters, Bd. 285 (2009), S. 347-354.
- [295] Maturilli, A.; Helbert, J.; Moroz, L.: The Berlin Emissivity Database, In: Planetary and Space Science Bd. 56 (2008), S. 420-425.
- [296] Maturilli, A.; Helbert, J.; Witzke, A.; Moroz, L.: Emissivity Measurements of Analogue Materials for the Interpretation of Data from PFS on Mars Express and MERTIS on Bepi-Colombo, In: Planetary and Space Science Bd. 54 (2006), S. 1057-1064.
- [297] DIN EN ISO 1183-1, Kunststoffe – Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen – Teil 1: Eintauchverfahren, Verfahren mit Flüssigkeitspyknometer und Titrationsverfahren, 2004.
- [298] DIN EN ISO 1183-3, Kunststoffe – Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen – Teil 3: Gas-Pyknometer-Verfahren, 2000.
- [299] DIN EN ISO 527-1, Kunststoffe – Bestimmung der Zugeigenschaften – Teil 1: Allgemeine Grundsätze, 1996.
- [300] DIN EN ISO 3167, Kunststoffe – Vielzweckprobekörper, 2003.
- [301] DIN EN ISO 291, Kunststoffe – Normalklimate für Konditionierung und Prüfung, 2008.
- [302] DIN EN ISO 527-2, Kunststoffe – Bestimmung der Zugeigenschaften – Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen, 1996.
- [303] DIN EN ISO 10350-1, Kunststoffe – Ermittlung und Darstellung vergleichbarer Einpunktkennwerte – Teil 1: Formmassen, 2008.
- [304] Kühnlein, F.; Rietzel, D.; Drummer, D.: Untersuchung der richtungsabhängigen mechanischen Eigenschaften und Bruchursachen maskengesinterter PA12-Bauteile, In: Zeitschrift Kunststofftechnik, Bd. 8 (2012) Nr. 2, S. 106-137.
- [305] DIN EN ISO 4287, Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit 2010.
- [306] DIN EN ISO 4288, Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit 1998.
- [307] DIN EN ISO 3274, Geometrische Produktspezifikationen (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Nenneigenschaften von Tastschnittgeräten, 1998.
- [308] DIN 16742, Kunststoff-Formteile – Toleranzen und Abnahmebedingungen, 2012.
- [309] Scheffler, E.: Statistische Versuchsplanung und -auswertung: eine Einführung für Praktiker, 3. Auflage, Stuttgart, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997.
- [310] Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung – Produkte und Prozesse optimieren, 7. Auflage, München - Wien, Carl Hanser Verlag, 2011.

- [311] Montgomery, D.C.: Statistical Quality Control - A Modern Introduction, 6. Auflage, Hoboken, John Wiley & Sons, 2009.
- [312] Myers, R.H.; Montgomery, D.C.; Anderson-Cook, C.M.: Response Surface Methodology – Process and Product Optimization Using Designed Experiments, 3. Auflage, Hoboken, John Wiley & Sons, 2009.
- [313] Montgomery, D.C.: Design and Analysis of Experiments, 7. Auflage, Hoboken, John Wiley & Sons, 2009.
- [314] Anderson, M.J.; Whitcomb, P.J.: RSM Simplified - Optimizing Processes using Response Surface Methods for Design of Experiments, New York, Productivity Press, 2005.
- [315] ASTM F2921, Standard Terminology for Additive Manufacturing – Coordinate Systems and Test Methodologies, 2011.
- [316] Manetsberger, K.: Optimierte Prozessführung beim Lasersintern polymerer Materialien, Dissertation, Technische Universität Dresden, 2005.
- [317] Keller, P.: Der Stoff, aus dem die Prototypen sind, In: Kunststoffe, Bd. 89 (1999) Nr. 11, S. 58-61.
- [318] Dupin, S.; Lame, O.; Barrès, C.; Charneau, J.-Y.: Microstructural Origin of Physical and Mechanical Properties of Polyamide 12 Processed by Laser Sintering, In: European Polymer Journal, Bd. 48 (2012) Nr. 9, S. 1611-1621.
- [319] Wegner, A.; Witt, G.: Correlation between Melt's Temperature during Laser Exposure and Part Properties in Laser Sintering, In: Drstvensek, I., Hartner, T.Z., Katalinic, B., Dolinsek, S. (Hrsg.): Proceedings of the 4th International Conference on Additive Technologies (ICAT 2012), DAAAM International Organisation, 2012.
- [320] Dupin, S.; Barrès, C.; Lame, O.; Boutaous, M.; Charneau, J.-Y.: Fundamental Study of the Processing of Polyamide 12 by Selective Laser Sintering: Analysis of the Relations between Polymer Features, Process Conditions and Final Properties of Parts, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 29th Annual Meeting PPS-29, Nürnberg (Deutschland), Polymer Processing Society, 2013.
- [321] Kühnlein, F.: Verarbeitung teilkristalliner Thermoplaste mittels selektivem Maskensintern, Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2013.
- [322] Müller, F.; Pfister, A.; Leuterer, M.; Keller, P.: Verfahren zum schichtweisen Herstellen eines dreidimensionalen Objekts, Patent DE102007024469B4, 2007.
- [323] Wegner, A.; Witt, G.: Prozessbeherrschung als Grundlage für eine erfolgreiche Funktionsintegration in additiv gefertigte Kunststoffbauteile, In: Tagungsband 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, Augsburg, iwb Anwenderzentrum Augsburg, 2013.

Eigene Veröffentlichungen der Dissertationsinhalte

- [1] Wegner, A.; Witt, G.: Correlation of Process Parameters and Part Properties in Laser Sintering using Response Surface Modeling, In: Physics Procedia, Bd. 39 (2012), S. 480-490.
- [2] Wegner, A.; Witt, G.: Correlation between Melt's Temperature during Laser Exposure and Part Properties in Laser Sintering, In: Drstvensek, I., Hartner, T.Z., Katalinic, B., Dolinsek, S. (Hrsg.): Proceedings of the 4th International Conference on Additive Technologies (ICAT 2012), DAAAM International Organisation, 2012.

- [3] Mielicki, C.; Wegner, A.; Gronhoff, B.; Witt, G.; Wortberg, J.: Prediction of PA12 Melt Viscosity in Laser Sintering by a Time and Temperature Dependent Rheological Model, In: RTejournal, Bd. 9 (2012).
- [4] Wegner, A.; Witt, G.: Ursachen für eine mangelnde Reproduzierbarkeit beim Laser-Sintern von Kunststoffbauteilen, In: RTejournal, Bd. 10 (2013).
- [5] Wegner, A.; Witt, G.: Prozessbeherrschung als Grundlage für eine erfolgreiche Funktionsintegration in additiv gefertigte Kunststoffbauteile, In: Tagungsband 17. Augsburger Seminar für additive Fertigung - Funktionsintegration und Leichtbau, Augsburg, iwb Anwenderzentrum Augsburg, 2013.
- [6] Wegner, A.; Grimm, T.; Witt, G.: Improvement of the Reproducibility of Laser Sintered Polyamide 12 Parts by Establishment of Robust Processing Conditions using Propagation of Error Method, In: Demmer, A. (Hrsg.): Proceedings of the Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2014, Berlin, 2014.
- [7] Wegner, A.; Witt, G.: Bewertung der Bauteileigenschaften und Reproduzierbarkeit beim Laser-Sintern auf Basis der Schmelzetemperaturverläufe, In: Messe-Erfurt (Hrsg.): Tagungsband Rapid.Tech 2014, Erfurt, Desotron-Verlags-Gesellschaft, 2014.
- [8] Wegner, A.; Witt, G.: Understanding the Decisive Thermal Processes in Laser Sintering of Polyamide 12, In: Proceedings of the Polymer Processing Society 30th Annual Meeting PPS-30, Cleveland, Ohio (USA), Polymer Processing Society, 2014, S15-228.
- [9] Wegner, A.; Mielicki, C.; Grimm, T.; Gronhoff, B.; Witt, G.; Wortberg, J.: Determination of Robust Material Qualities and Processing Conditions for Laser Sintering of Polyamide 12, In: Polymer Engineering and Science, Bd. 54 (2014) Nr. 7, S. 1540-1554.
- [10] Wegner, A.; Witt, G.: Materials in Laser Sintering: Availability, Characteristics and New Developments, In: Proceedings of the Inside 3D Printing Conference and Expo in Berlin 2015, Berlin, Germany, 2015.

8 Formelzeichen und Abkürzungen

8.1 Formelzeichen

A	[-] oder [%]	Absorptionsgrad
A	[-]	Arrhenius-Konstante
A_{Kugel}	[-] oder [%]	Effektive Absorption unterschiedlich gepackter Pulverschüttungen
A_R	[% Neupulver]	Auffrischrate
A_{Por}	[mm ²]	Mittlere Porengröße
a_x	[-]	Kristallinitätskonstante
A_λ	[-]	Absorptionsfähigkeit
b	[-]	Kristallinitätskonstante
b_0, b_i, b_{ij}, b_{ii}	variabel	Koeffizienten im Regressionspolynom
c_p	[J/gK]	Spezifische Wärmekapazität
d_i	[-]	Erwünschtheit der einzelnen Zielgröße
d	[µm]	Partikelgröße
D	[-]	Wunschfunktion
E	[J/mol]	Aktivierungsenergie
E_A	[J/mm ²]	Flächenenergiedichte
e_i	[-]	Residuen
E_t	[N/mm ²]	Elastizitätsmodul
E_V	[J/mm ³]	Volumenenergiedichte
F_{exp}	[-]	Fischer-Wert
FG	[-]	Freiheitsgrad
F_{Tab}	[-]	Tabellierter Schwellenwert
grad T	[K/m]	Temperaturgradienten
H	[-]	“Hat”-Matrix
H_R	K/s	Heizrate
h	[mm]	Hatchabstand
h_{ii}	[-]	i-tes Element der “Hat”-Matrix
i, j,	[-]	Zählvariable
I_0	[W/mm ²]	Ausgangsintensität
$I(z)$	[W/mm ²]	Tiefenabhängige Intensität
IFOV	[mrad]	Geometrische Auflösung eines Objektives
k	[-]	Faktoranzahl
L	[mm]	Messabstand
L_S	[mm]	Scanvektorlänge
l	[mm]	Kolbenweg
M	[W/mm ²]	Wärmemenge

m_B	[g]	Bauteilmasse
M_λ	[W/mm ²]	Spezifische spektrale Ausstrahlung
MQ	[-]	Mittlere Quadratsumme
n	[-]	Anzahl an Zielgrößen
n	[-]	Gesamtzahl Parameter
N_0	[-]	Zentralpunktversuche
n_1	[-]	Brechungsindex des Umgebungsmediums
n_2	[-]	Komplexer Brechungsindex des Polymers
n'_2	[-]	Realteil des Brechungsindex
N_{Ges}	[-]	Gesamtversuchsanzahl
N_{Por}	[-]	Porenanzahl im Auswertequerschnitt
P	[-]	Konfidenzniveau
P	[W]	Laserleistung
p	[-]	Modellparameter
p	[-]	Signifikanz
p	[-]	Zuordnung weiterer Faktoren zum faktoriellen Würfel
PRESS	[-]	Predicted Residual Sums of Squares
\dot{q}	[W/mm ²]	Wärmestrom
$\dot{q}_{\text{Heizstrahl er}}$	[W/mm ²]	Absorbierte Heizstrahlerenergie
$\dot{q}_{K,A}$	[W/mm ²]	Verlustwärmestrom durch Konvektion
$\dot{q}_{K,GP}$	[W/mm ²]	Konvektiver Wärmeübergang Pulver-Prozessgas
$\dot{q}_{K,MG}$	[W/mm ²]	Konvektiver Wärmeübergang Schmelze-Prozessgas
\dot{q}_{Laser}	[W/mm ²]	Absorbierte Laserenergie
\dot{q}_{Mantel}	[W/mm ²]	Wärmestrom Mantelheizer
$\dot{q}_{\text{Plattform}}$	[W/mm ²]	Wärmestrom Plattformheizer
$\dot{q}_{WL,M}$	[W/mm ²]	Wärmeleitung in der Schmelze
$\dot{q}_{WL,MP}$	[W/mm ²]	Wärmeleitung Schmelze-Pulverbett
$\dot{q}_{WL,P}$	[W/mm ²]	Wärmeleitung im Partikel
$\dot{q}_{WL,PB}$	[W/mm ²]	Verlustwärmestrom durch Wärmeleitung an den Behälter
$\dot{q}_{WL,PP}$	[W/mm ²]	Wärmeleitung zwischen Partikeln
$\dot{q}_{WL,S}$	[W/mm ²]	Wärmeleitung zwischen den Schichten
$\dot{q}_{S,A}$	[W/mm ²]	Verlustwärmestrom durch Wärmeabstrahlung
$\dot{q}_{S,MP}$	[W/mm ²]	Wärmeabstrahlung Schmelze-Pulverbett
$\dot{q}_{S,P}$	[W/mm ²]	Wärmestrahlung zwischen Partikeln

R	[J/molK]	Gaskonstante
R	[-] oder [%]	Reflexionsgrad
R^2	[-]	R-Squared
R^2_{Adj}	[-]	Adjusted R-Squared
R^2_{Pred}	[-]	Predicted R-Squared
$R(\Phi)$	[-] oder [%]	Winkelabhängige spektrale Reflektivität
R_Z	[μm]	Mittlere Rautiefe
s	[mm]	Schichtdicke
s^2	variabel	Streuung am Zentralpunkt
$SQ(\text{Gesamt})$	[-]	Quadratsumme des Gesamtmodells
$SQ(\text{Modell})$	[-]	Quadratsumme des reduzierten Modells
$SQ(\text{Rest})$	[-]	Quadratsumme des Fehleranteils
t	[s]	Messzeit
T	[°C]	Temperatur
T	[-] oder [%]	Transmissionsgrad
T_1	[°C]	Temperatur des Körpers 1
T_2	[°C]	Temperatur des Körpers 2
t_A	[s]	Abkühlzeit
T_C	[°C]	Materialkristallisationstemperatur
T_E	[°C]	Entnahmetemperatur Baubehälter
T_{eic}	[°C]	Extrapolierter Onsetpunkt beim Kristallisieren
T_{eim}	[°C]	Extrapolierter Onsetpunkt beim Aufschmelzen
T_M	[°C]	Materialschmelztemperatur
t_N	[s]	Nachschmelzzeit
T_P	[°C]	Pulverbetttemperatur
t_S	[s]	Schichtzeit
$T_{S,10s}$	[°C]	Mittlere Schmelztemperatur 10 s nach der Belichtung
$T_{S,max}$	[°C]	Maximale Schmelztemperatur beim Belichten
$T_{S,N}$	[°C]	Mittlere Schmelztemperatur nach der Belichtung
T_Z	[°C]	Zersetzungsstarttemperatur
v	[mm/s]	Scangeschwindigkeit
$\text{Var}\{b\}$	variabel	Varianz der Koeffizienten
$\text{Var}(y)$	variabel	Streuungsfunktion zur Regressionsgleichung y
V_B	[cm ³]	Bauteilvolumens
x_i, x_j	[-]	Steuergröße
y_i	[-]	V Versuchsergebnis für Parametersatz i
\hat{y}	variabel	Zielgröße
\hat{y}_i	[-]	Geschätzter Regressionswert für Parametersatz i
\bar{y}	variabel	Versuchsmittelwert

z	[μm]	Tiefe
z_i	[-]	Störgröße
α	[-]	Schmelzeanteil
α	[-]	Sternpunkt Abstand
α	[$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$]	Wärmeübergangskoeffizient
β	[$1/\mu\text{m}$]	Absorptionskoeffizient
γ	[mN/m]	Oberflächenenergie
γ_P	[mN/m]	Oberflächenenergie
$\Delta E_{O,xz}$	[%]	Anisotropiegrad des E-Moduls zwischen der Bauebene und der Aufbaurichtung
$\Delta E_{z90,max}$	[%]	Maximale prozentuale Abweichung der E-Modulwerte in Aufbaurichtung
ΔH_m	[J/g]	Schmelzenthalpie
Δm	[%]	Masseverlust
Δm_{max}	[%]	Maximal zulässiger Masseverlust durch Zersetzung
δ_{opt}	[μm]	Optische Eindringtiefe
$\Delta \dot{Q}$	[W/g]	Wärmestromänderung
ΔT	[K]	Temperaturdifferenz
ΔT_{Pmax}	[K]	Temperaturdifferenz der Vorheiztemperaturen
ΔT_{Pmax}	[K]	Maximale Temperaturdifferenz auf der Pulverbett oberfläche
$\Delta \varepsilon_{O,xz}$	[%]	Anisotropiegrad der Bruchdehnung zwischen der Bauebene und der Aufbaurichtung
$\Delta \varepsilon_{z90,max}$	[%]	Maximale prozentuale Abweichung der Bruchdehnungswerte in Aufbaurichtung
$\Delta \sigma_{O,xz}$	[%]	Anisotropiegrad der Zugfestigkeit zwischen der Bauebene und der Aufbaurichtung
$\Delta \sigma_{z90,max}$	[%]	Maximale prozentuale Abweichung der Zugfestigkeitswerte in Aufbaurichtung
ε	[-]	Emissionsgrad
ε_{12}	[-]	Strahlungsaustauschzahl
ε_B	[%]	Bruchdehnung
$\varepsilon_{E,P}$	[-]	Emissionsgrad des Pulvers
$\varepsilon_{E,S}$	[-]	Emissionsgrad der Schmelze
ε_{Por}	[%]	Porosität
ε_Y	[%]	Streckdehnung
ε_λ	[-]	Emissionsfähigkeit
η	[Pa s]	Schmelzeviskosität
$\vartheta_{\text{Objekt}}$	[$^{\circ}\text{C}$]	Objekttemperatur
ϑ_{Pfad}	[$^{\circ}\text{C}$]	Messstreckentemperatur
$\vartheta_{\text{Umgebung}}$	[$^{\circ}\text{C}$]	Umgebungstemperatur
κ	[-]	Imaginärteil oder Extinktionsindex

λ	[W/mK]	Wärmeleitfähigkeit
λ	[μm]	Wellenlänge
λ_{max}	[μm]	Wellenlänge der bevorzugt, ausgesendeten Strahlung
$\lambda_{\text{W,P}}$	[W/mK]	Wärmeleitfähigkeit des Pulvers
$\lambda_{\text{W,S}}$	[W/mK]	Wärmeleitfähigkeit der Schmelze
ρ	[g/cm ³]	Dichte
ρ_{B}	[g/cm ³]	Bauteildichte
ρ_{P}	[%]	Pulverpackungsdichte
ρ_{S}	[g/cm ³]	Feststoffdichte
σ	[W/m ² K ⁴]	Boltzmann-Konstante
σ	variabel	Residuenstandardabweichung
σ_{Et}	[N/mm ²]	Positionsbedingte Standardabweichung des E-Moduls
σ_{HR}	[K/s]	Standardabweichung der Heizrate
σ_{M}	[N/mm ²]	Zugfestigkeit
σ_{S}	[mN/m]	Oberflächenspannung
$\sigma_{\text{S},10\text{s}}$	[°C]	Standardabweichung der Schmelzetemperaturen 10 s nach der Belichtung
$\sigma_{\text{S,max}}$	[°C]	Standardabweichung der maximalen Schmelzetemperaturen während der Belichtung
$\sigma_{\text{S,N}}$	[°C]	Standardabweichung der Schmelzetemperaturen im belichteten Querschnitt nach der Belichtung
σ_{EB}	[%]	Positionsbedingte Standardabweichung der Bruchdehnung
$\sigma_{\rho\text{B}}$	[g/cm ³]	Positionsbedingte Standardabweichung der Bauteildichte
$\sigma_{\sigma\text{M}}$	[N/mm ²]	Positionsbedingte Standardabweichung der Zugfestigkeit
σ_{z_i}	variabel	Standardabweichung der Störgrößen
T_{Pfad}	[-]	Transmissionsgrad der Messstrecke
v_1	[-]	Freiheitsgrad der Variationsquelle
v_2	[-]	Freiheitsgrad der Versuchsstreuung
φ	[°]	Einfallswinkel
Φ_{Messung}	[W/mm ²]	Vom Messsystem detektierte Strahlung
$\Phi(\vartheta_{\text{Pfad}})$	[W/mm ²]	Eigenstrahlung der Messstrecke
$\Phi(\vartheta_{\text{Umgebung}})$	[W/mm ²]	Umgebungsstrahlung

8.2 Abkürzungen

2½D	Zweieinhalb-dimensional
3D	Drei-dimensional
ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol
AD	Anpassungsdefekt
AF	Additive Fertigungsverfahren
AL	Aluminium

ALM	Advanced Laser Materials
AMF	Additive Manufacturing File
ANOVA	Analysis of Variance
ANP	Aluminiumoxid Nanopartikel
ASTM	American Society for Testing and Materials
ATC	Advanced Temperature Control
ATG	Advanced Temperature Guiding
CAD	Computer Aided Design
CB	Carbon black
CF	Kohlenstofffasern
CMOS	Komplementärer Metall-Oxid-Halbleiter
CNF	Carbon Nanofiber
CNT	Carbon Nanotubes
CO ₂	Kohlendioxid
CoPa	CoPolyamid
CU	Kupfer
D	D-Optimal
DFFITS	Difference in Fits
DIN	Deutsches Institut für Normung
DLR	Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt
DSC	Differential Scanning Calorimetry
D	DTM
E	Einzelversuch
E-Modul	Elastizitätsmodul
EN	Europäische Norm
EOS	Electro Optical Systems
F	Faktoriell
F	Formiga
FG	Freiheitsgrad
FTIR	Fourier-Transformations-Infrarot-Spektroskopie
G	Graphit
GB	Glaskugeln
Gew.-%	Gewichtprozent
GF	Glasfasern
HA	Hydroxylapatit
HDPE	High-density Polyethylen
HS	High-Speed
IR	Infrarot
ISO	Internationale Organisation für Normung
LDPE	Low-density Polyethylen

LS	Laser-Sintern
LSS	Laser Sinter Service
M	Gemessener Wert
MCT	Mercury-Cadmium-Tellurid
MF	Mineralfasern
MQ	Mittlere Quadratsumme
MVR	Melt Volume-flow Rate
N ₂	Stickstoff
Nd:YAG	Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat
O ₂	Sauerstoff
PA 6	Polyamid 6
PA 11	Polyamid 11
PA 12	Polyamid 12
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PE	Polyethylen
PEEK	Polyetheretherketon
PEK	Polyetherketone
PEO	Polyethylenoxid
PET	Polyethylenterephthalat
PGA	Polyglycolsäure
PMMA	Polymethylmethacrylat
PP	Polypropylen
POE	Propagation of Error
POM	Polyoxymethylen
PS	Polystyrol
PTFE	Polytetrafluorethylen
R	Errechneter Wert
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RM	Rapid Manufacturing
S	Sonstige
SAN	Styrol-Acrylnitril
SiC	Silizium-Carbid
SQ	Quadratsumme
STABW	Standardabweichung
STL	Standard Triangulation Language-Format
T	Taguchi
TF	Teilfaktoriell
TG	Thermogravimetrie
TG	Toleranzgruppe

TGA	Thermogravimetrische Analyse
TPE	Thermoplastische Elastomere
TPU	Thermoplastische Polyurethane
UHMWPE	Ultra-high-molecular-weight Polyethylen
VDI	Verein deutscher Ingenieure
Vol.-%	Volumenprozent
VS	Versuchsstreuung
VQ	Variationsquelle
VX	Versuchsparametersatz X
ZnSe	Zink-Selenid
ZZ	Zentral-zusammengesetzt

9 Anhang

9.1 Integration Thermografiekamerasystem

9.1.1 Messung der Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche

Zur Messung der Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche wurde in beide verwendete Laser-Sinter-Anlagen eine IR-Kamera vom Typ InfraTec ImageIR 5345 integriert (Bild 9-1). Die Kamera wird in beiden Anlagensystemen außerhalb der Prozesskammer platziert. In der Sinterstation 2500 wird dabei zur Messung der Scankopf ersetzt, während bei der Formiga eine vorhandene Öffnung neben dem Maschinenpyrometer genutzt wird. Durch die Einbauposition in der Formiga P100 ergibt sich ein von der Oberflächennormalen des Pulverbettes abweichender Beobachtungswinkel von $8,5^\circ$. Durch die Anordnung des Sichtfensters kommt es hier zu einer Teilabschattung des Baufeldes durch den Heizstrahler, sodass ein Bereich von 40 mm am vorderen Rand des Bauraumes nicht zur Auswertung herangezogen werden kann. Durch die Anordnung parallel zur Oberflächennormalen kann bei der DTM das gesamte Baufeld ausgewertet werden. In beiden Anlagensystemen wird zur Trennung von Prozessatmosphäre und Kamerasystem ein Saphirglas mit einer für den Wellenlängenbereich der IR-Kamera ($2,5$ bis $5,5 \mu\text{m}$) geeigneten hohen Transmission von 84 % eingesetzt. Diese Herstellerangabe wurde durch entsprechende Messungen zum Transmissionsgrad verifiziert. Die Charakterisierung der Baufeldtemperaturen erfolgt unter Verwendung eines 12 mm Weitwinkelobjektives mit einem Öffnungswinkel von $44^\circ \times 36^\circ$. Somit wird bei dem eingesetzten Kamerasystem auf der Pulverbetttoberfläche eine optische Auflösung von 1,65 mm/Pixel für die Sinterstation 2500 bzw. 1,26 mm/Pixel für die Formiga erzielt. Durch die gewählten Versuchsaufbauten können durch Eliminierung bekannter Einschränkungen gegenüber dem Stand der Technik optimierte Messbedingungen erreicht werden.

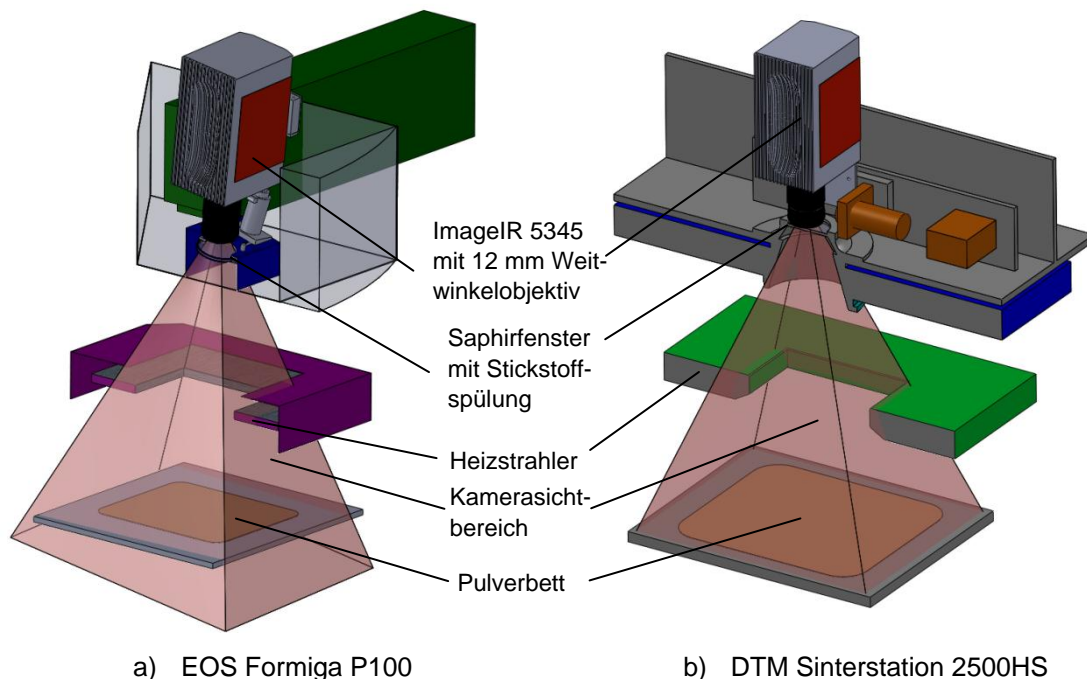


Bild 9-1: Versuchsaufbauten zur Messung der Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche

9.1.2 Messung von Schmelzetemperaturverläufen

Zur Messung der Schmelzetemperaturverläufe während der Belichtung wird in der DTM Sinterstation 2500HS ein weiterer Versuchsaufbau mit einer alternativen Kameraanordnung nach Bild 9-2 realisiert. Die Kamera (Typ Infracore ImagerIR 5345) wird neben dem Scanner unter einem Beobachtungswinkel von 29° zur Normalen der Pulverbett-oberfläche platziert. Somit wird bei einem Messabstand von 490 mm gegenüber dem Stand der Technik ein sehr kleiner Beobachtungswinkel realisiert, der noch unter dem maximalen durch die Firma Infracore empfohlenen Winkel von 30° liegt. Zusätzlich wird die Platzierung so gewählt, dass im Falle einer gerichteten Reflexion ein definierter Bereich des Heizstrahlers im Kamerasystem abgebildet wird. Von diesem wird während der Versuche mit einem zusätzlichen Pyrometer die Oberflächentemperatur erfasst (Bild 9-2) und bei der Kalibrierung als Referenz für die Umgebungstemperatur herangezogen. Für den realisierten Aufbau ergibt sich unter Nutzung eines 100 mm Teleobjektives mit einem Öffnungswinkel von $5,5^\circ \times 4,4^\circ$ und einer CloseUp-Linse mit 500 mm Brennweite im Viertelbild ein Sichtfeld von $11,8 \times 9,4$ mm. Durch Verringerung der ausgewerteten Pixel auf ein Viertel erlaubt das ausgewählte Kamerasystem eine maximale zeitliche Auflösung von 3.000 Hz, wodurch die Bewegung des Laserfokus auch bei höheren Scangeschwindigkeiten ausreichend zeitlich aufgelöst werden kann. Aus dem gewählten Versuchsaufbau resultiert eine geometrische Auflösung von 0,147 mm/Pixel. Der Laserfokusedurchmesser für das betrachtete Anlagensystem beträgt 0,45 mm. Somit kann eine entsprechend Kapitel 2.2.7 ausreichende Auflösung erzielt werden, wodurch die Temperatur des Laserfokus sicher erfasst werden kann. Nachdem die Intensitätsverteilung im Fokus jedoch einem Gaußprofil entspricht, wird lediglich eine mittlere Temperatur im Fokus gemessen. Auch in diesem Messaufbau werden Bauraum und Kamera durch ein Saphirfenster getrennt, Bild 9-2. Das verwendete Fenster weist im Spektralbereich der Kamera eine durch Versuche verifizierte hohe Transmission von 90 % auf. Um eine Verschmutzung des Fensters während des Prozesses durch Kondensation von Polymermonomeren zu verhindern, wird eine laminare Spülung des Fensters mit Stickstoff realisiert. Das verwendete Fenster weist im Spektralbereich der Kamera eine durch Versuche verifizierte hohe Transmission von 90 % auf. Um eine Verschmutzung des Fensters während des Prozesses durch Kondensation von Polymermonomeren zu verhindern, wird eine laminare Spülung des Fensters mit Stickstoff realisiert. Zusätzlich wird für die Thermografie-Messungen eine Bauraumverkleinerung (Bild 9-2) zur Reduzierung des Pulververbrauchs eingesetzt.

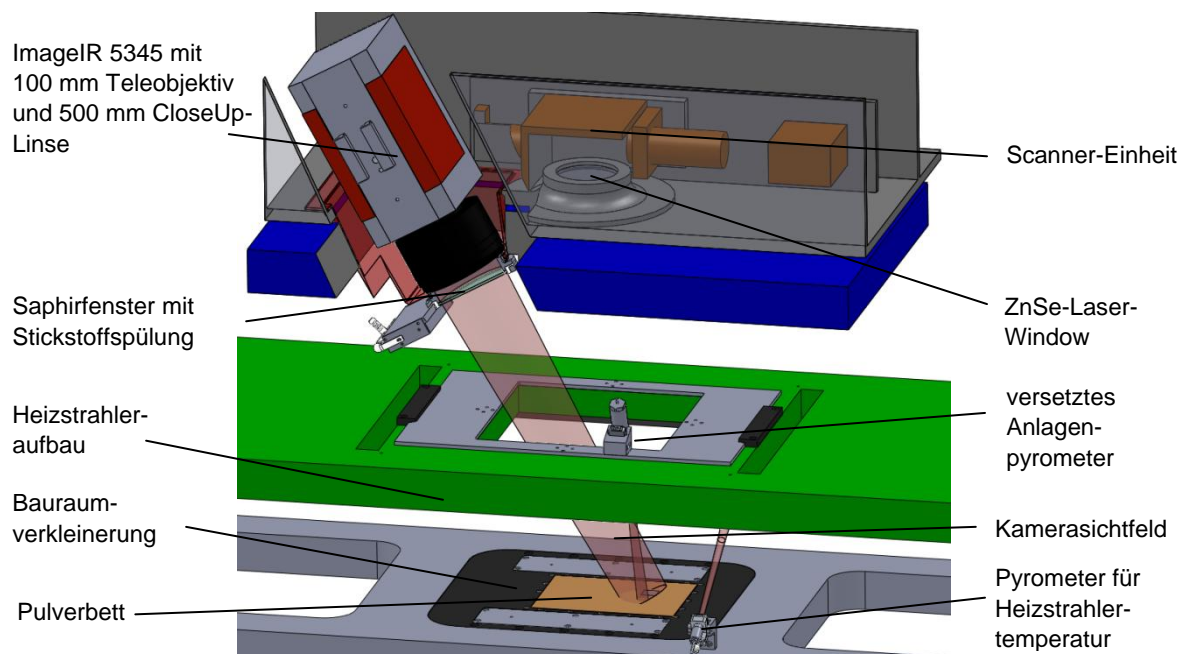


Bild 9-2: Versuchsaufbau in der DTM Sinterstation 2500HS zur Messung der Schmelzetemperaturen während und nach der Belichtung

9.2 Advanced Temperature Guiding-Upgrade

Die Ergebnisse der Versuchsblöcke 1 und 2 zeigen verschiedene Unzulänglichkeiten am verwendeten Anlagensystem DTM Sinterstation 2500HS. Vor allem der starke Laser-Window-Beschlag während des Prozesses sowie die sehr inhomogene Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche beeinflussen maßgeblich die Bauteileigenschaften bzw. deren Reproduzierbarkeit. Um diese Effekte zu reduzieren, wird das Anlagensystem vor der Durchführung von Versuchsblock 4 einem Umbau unterzogen.

Hierbei wird zum einen die Spülung des Laser-Windows neu konstruiert. Statt der standardmäßigen Stickstoffanströmung schräg von unten wird das Laser-Window laminar mit Stickstoff angeströmt, welcher hinter dem Fenster durch sanfte Übergänge nach unten abgeleitet wird. Um die Bildung von Turbulenzen im Bereich des Fensters zu vermeiden und die Arbeitsweise zu verbessern, werden die Prozessgase unterhalb der Stickstoffzuführung über einen zusätzlichen Spalt abgesaugt. Durch diese neu entwickelte Laser-Window-Spülung kann der Beschlag während des Prozesses deutlich reduziert werden. Bei durchschnittlichen Bauhöhen von 200 bis 300 mm reduziert sich der Laser-Leistungsabfall bei einer Sollleistung von 50 W von 10 % auf nur noch 1 %. Somit werden die Prozess- und Bauteilqualität deutlich erhöht. Auf eine lineare Anpassung der Laserleistung während des Prozesses in Abhängigkeit der Bauhöhe kann unter Nutzung des Systems verzichtet werden.

Zum anderen wird das gesamte Heizsystem des Baubehälters neu gestaltet. Dieses wird im Folgenden als Advanced Temperature Guiding (ATG) bezeichnet. Statt dem standardmäßigen Carbonflächenheizstrahler wird ein neues System aus mittelwelligen IR-Strahlern eingesetzt, welches über das vorhandene Pyrometer geregelt wird, Bild 8-3. Dieses verfügt über 32 einzeln einstellbare Zonen. Zusätzlich wird der Baubehälter der Sinterstation 2500 ersetzt. Statt dem dickwandigen Behälter mit nur einem Mantelheizelement sowie einem Plattformheizer wird ein neuer Baubehälter mit insgesamt 15 einzeln regelbaren Heizzonen am Mantel und in der Plattform aufgebaut und in die Anlage integriert. Die Ansteuerung der Systeme erfolgt in einer separaten Steuerung unter Austausch von Steuerungssignalen mit dem eigentlichen Anlagensystem.

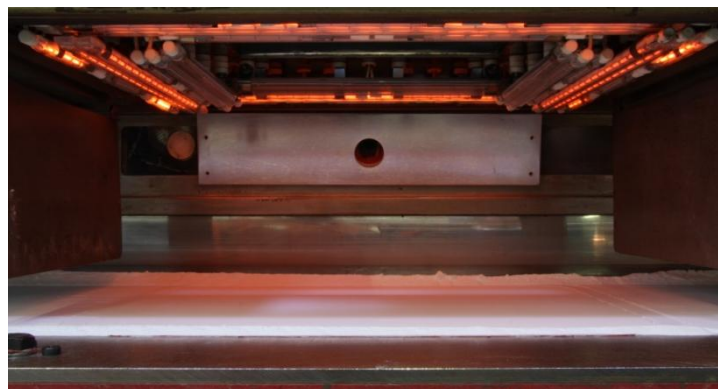


Bild 9-3: Neu gestaltetes Heizstrahlersystem für die DTM Sinterstation 2500HS

Das System erlaubt die Einstellung einer wesentlich homogenen Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche. Die maximale Temperaturdifferenz beträgt nur noch $\Delta T_{\text{Pmax}} = 6 \text{ K}$ (Bild 9-4a). Gleichzeitig ermöglicht das ATG-System eine gezielte Beeinflussung des Abkühlprozesses. Dadurch kann ein im Vergleich zum Anlagenausgangszustand (vgl. Kapitel 2.2.4 Bild 2-6a) gleichmäßigerer Abkühlprozess (Bild 9-4b) erreicht werden, wie Messungen mit ins Pulverbett eingebrachten Funksensoren zeigen, Bild 9-4b. Es bilden sich hierbei über einen großen Pulverbettbereich nahezu horizontal verlaufende Abkühlgradienten aus. Diese erlauben es selbst bei großen Bauteilen den Bauteilverzug zu reduzieren. Zusätzlich können

der Abkühlprozess und die Temperaturverteilungen am Bauteilbehälter durch zahlreiche im Bauteilbehälter eingebrachte Thermoelemente überwacht werden. Der Anlagenumbau erfordert hierbei eine Neujustierung der Prozesstemperaturen. Auf Basis eines Glazing-Tests und durch Dichtemessungen wird die optimale Prozesstemperatur für die Verarbeitung von PA 2200 zu $T_P = 175^\circ\text{C}$ bestimmt. Dieser Wert stimmt hierbei nicht mit dem in Versuchsblock 1 verwendeten Temperaturwert überein.

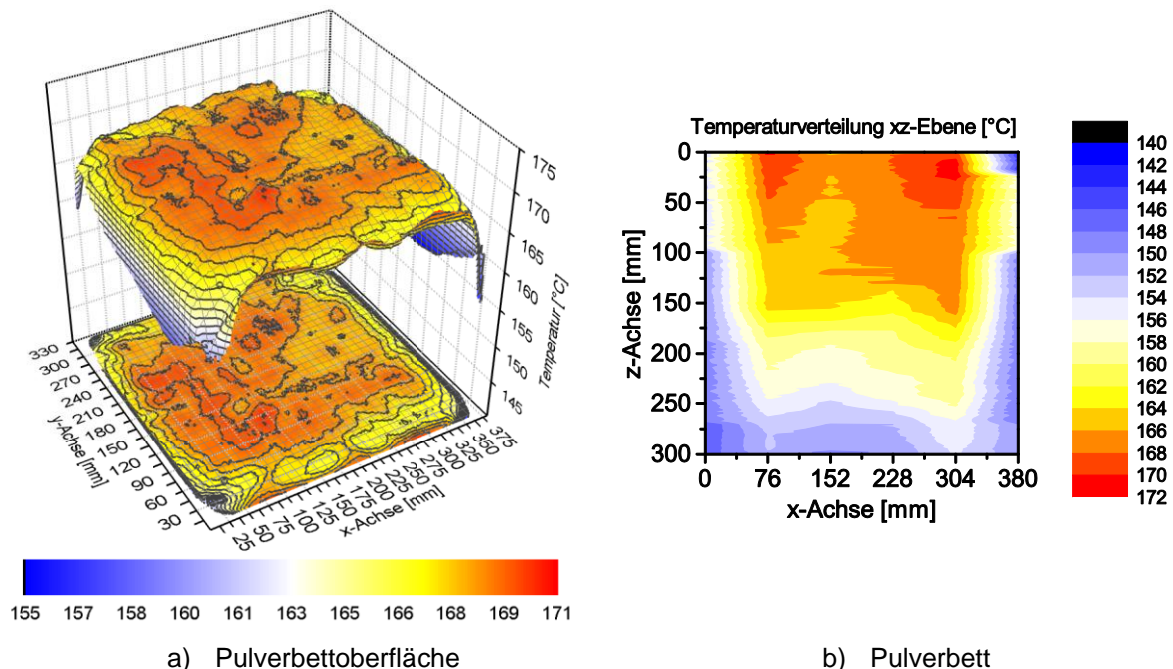


Bild 9-4: Für die DTM Sinterstation 2500HS nach Einbau des Advanced Temperature Guiding Systems gemessene Temperaturverteilung auf der Pulverbettoberfläche und im Pulverbett

9.3 Ergänzende Tabellen, Diagramme und Bilder

9.3.1 Mathematische Formelgleichungen zur Auswertung von statistischen Versuchsplänen

Tabelle 9-1: Berechnung der Koeffizienten und ihrer Varianzen in einem zentral-zusammengesetzten, orthogonalen und drehbaren Versuchsplan [309]

Koeffizienten b	Varianzen $\text{var}\{b\}$	Ergänzende Formeln
$\bar{y} = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_0^2} \sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_0 y$	$\text{var}\{\bar{y}\} = \frac{1}{N_{\text{Ges}}} s^2$	
$b_i = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^2} \sum_1^N x_i y$	$\text{var}\{b_i\} = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^2} s^2$	$x_i^2 = \sqrt{N_{\text{Ges}} \cdot 2^{k-p}}$
$b_{ij} = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} (x_i x_j)^2} \sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i x_j y$	$\text{var}\{b_{ij}\} = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} (x_i x_j)^2} s^2$	
$b_{ii} = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^{*2}} \sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^* y$	$\text{var}\{b_{ii}\} = \frac{1}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^{*2}} s^2$	$x_i^* = x_i^2 - \frac{\sum x_i^2}{N_{\text{Ges}}}$
$b_0 = \bar{y} - \frac{1}{c^*} \sum_1^k b_{ii}$	$\text{var}\{b_0\} = \frac{1}{N_{\text{Ges}}} s^2 + \frac{k}{c^{*2}} \text{var}\{b_{ii}\}$	$\frac{1}{c^*} = \frac{\sum x_i^2}{N_{\text{Ges}}}$

$$\text{var}\{\hat{y}\} = \frac{s^2}{2N_{\text{Ges}}} \left[k + 2 + c^{*2} \left(\sum_{i=1}^k x_i^2 \right)^2 \right] \quad 9-1$$

mit Streuung am Zentralpunkt $s^2 = \frac{1}{N_0-1} \sum (y_i - \bar{y})^2$

Tabelle 9-2: Berechnung der Varianzen für das Regressionspolynom 2. Grades eines zentral-zusammengesetzten Versuchsplanes [309, 313]

Variationsquelle (VQ)	Summe der Quadrate (SQ)	Freiheitsgrade (FG)
Modell (Mod)	$\sum SQ(b_i, b_{ij}, b_{ii})$	$\sum FG(b_i, b_{ij}, b_{ii}) = K$
b_i	$\frac{(\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i y)^2}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^2}$	$FG(b) = je \ 1$ $\sum FG(b_i, b_{ij}, b_{ii}) = K$
b_{ij}	$\frac{(\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i x_j y)^2}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} (x_i x_j)^2}$	
b_{ii}	$\frac{(\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^* y)^2}{\sum_1^{N_{\text{Ges}}} x_i^{*2}}$	
Rest	$SQ(\text{Gesamt}) - \sum SQ(b_i, b_{ij}, b_{ii})$	$v_1 - K$
Anpassungsdefekt (AD)	$SQ(\text{Rest}) - SQ(\text{Versuchsstreuung})$	$v_1 - K - v_2$
Versuchsstreuung (VS)	$\sum_1^{N_0} (y_{0i} - \bar{y}_0)^2$	$v_2 = N_0 - 1$
roh	$\sum_1^{N_{\text{Ges}}} y^2$	N_{Ges}
\bar{y}	$\frac{1}{N_{\text{Ges}}} \left(\sum_1^{N_{\text{Ges}}} y \right)^2$	1
Gesamt (Ges)	$\sum_1^{N_{\text{Ges}}} y^2 - \frac{1}{N_{\text{Ges}}} \left(\sum_1^{N_{\text{Ges}}} y \right)^2$	$v_1 = N_{\text{Ges}} - 1$

$$MQ(\text{Variationsquelle}) = \frac{SQ(\text{Variationsquelle})}{FG(\text{Variationsquelle})} \text{ mit SQ und FG nach Tabelle 9-2} \quad 9-2$$

$$F_{\text{exp}} = \frac{MQ(\text{Variationsquelle})}{s^2} \quad 9-3$$

9.3.2 Ergänzende Bilder und Tabellen zur Darstellung und Diskussion der Ergebnisse

Tabelle 9-3: Gemessene Bauteileigenschaften Versuchsblock 1 EOS Formiga P100, Teil 1

	Bauteildichte 5 mm [g/cm ³]		Bauteildichte 10 mm [g/cm ³]		Bauteildichte 25 mm [g/cm ³]		Bauteildichte 50 mm [g/cm ³]		Bauteildichte 150 mm [g/cm ³]		E-Modul x0 [N/mm ²]		E-Modul xy45 [N/mm ²]		E-Modul xz45 [N/mm ²]		E-Modul z90 [N/mm ²]		E-Modul z90aussen [N/mm ²]	
	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW
V1	0,935	0,0069	0,956	0,0022	0,966	0,0008	0,972	0,0009	0,974	0,0007	1562	11	1570	7	1528	18	1574	21	1378	97
V2	0,951	0,0061	0,966	0,0047	0,980	0,0052	0,991	0,0035	0,987	0,0037	1556	30	1578	13	1592	16	1610	7	1568	19
V3	0,945	0,0051	0,964	0,0012	0,974	0,0021	0,980	0,0026	0,977	0,0020	1640	16	1648	13	1592	24	1600	31	1484	55
V4	0,906	0,0046	0,934	0,0036	0,944	0,0015	0,949	0,0034	0,948	0,0011	1550	12	1556	11	1438	13	1420	62	1142	149
V5	0,956	0,0025	0,974	0,0011	0,982	0,0017	0,988	0,0011	0,987	0,0004	1668	13	1664	9	1616	24	1642	11	1562	24
V6	0,925	0,0010	0,945	0,0013	0,956	0,0011	0,963	0,0008	0,963	0,0004	1564	11	1556	28	1510	48	1532	18	1355	108
V7	0,744	0,0093	0,766	0,0085	0,769	0,0118	0,767	0,0245	0,769	0,0097	958	26	998	24	536	42	535	65	327	126
V8	0,919	0,0170	0,943	0,0121	0,954	0,0088	0,956	0,0189	0,972	0,0131	1622	13	1610	7	1546	29	1554	37	1406	67
V9	0,958	0,0035	0,972	0,0063	0,983	0,0050	0,991	0,0026	0,990	0,0051	1600	22	1636	26	1568	72	1620	31	1590	12
V10	0,922	0,0020	0,943	0,0033	0,958	0,0025	0,969	0,0032	0,971	0,0043	1560	16	1568	19	1516	36	1562	15	1470	54
V11	0,878	0,0114	0,915	0,0055	0,929	0,0061	0,938	0,0043	0,932	0,0050	1612	16	1604	9	1478	72	1458	55	1125	230
V12	0,954	0,0069	0,972	0,0012	0,990	0,0060	0,992	0,0034	0,992	0,0017	1666	5	1678	23	1602	22	1608	36	1558	23
V13	0,909	0,0046	0,930	0,0034	0,942	0,0018	0,952	0,0008	0,947	0,0014	1550	32	1538	32	1472	27	1430	29	1272	107
V14	0,965	0,0016	0,975	0,0030	0,984	0,0036	0,990	0,0029	0,990	0,0048	1626	15	1620	14	1586	25	1598	23	1558	8
V15	0,911	0,0138	0,936	0,0083	0,943	0,0082	0,939	0,0345	0,947	0,0109	1526	39	1554	30	1442	70	1486	43	1288	99
V16	0,828	0,0064	0,852	0,0051	0,853	0,0027	0,877	0,0368	0,868	0,0074	1292	36	1316	33	1056	89	1073	71	597	146
V17	0,896	0,0019	0,926	0,0011	0,936	0,0027	0,942	0,0062	0,944	0,0008	1552	27	1552	15	1456	25	1422	41	1143	233
V18	0,935	0,0010	0,954	0,0017	0,968	0,0007	0,978	0,0016	0,977	0,0020	1570	20	1552	19	1534	30	1554	23	1458	54
V19	0,924	0,0029	0,935	0,0006	0,952	0,0032	0,970	0,0023	0,979	0,0040	1508	38	1464	48	1468	25	1506	30	1432	22
V20	0,843	0,0083	0,873	0,0072	0,874	0,0125	0,878	0,0233	0,887	0,0085	1338	22	1366	9	1242	58	1220	74	725	138
V21	0,943	0,0027	0,960	0,0012	0,971	0,0020	0,980	0,0024	0,980	0,0063	1598	13	1594	27	1530	46	1574	13	1496	18
V22	0,876	0,0060	0,907	0,0015	0,916	0,0008	0,937	0,0052	0,923	0,0033	1490	25	1490	12	1408	47	1392	59	1038	187
V23	0,915	0,0033	0,940	0,0024	0,952	0,0019	0,960	0,0055	0,960	0,0012	1616	5	1618	8	1554	15	1538	33	1270	159
V24	0,938	0,0065	0,957	0,0032	0,965	0,0024	0,976	0,0046	0,977	0,0010	1718	13	1734	22	1670	25	1670	24	1446	159
V25	0,963	0,0034	0,982	0,0020	0,996	0,0008	1,003	0,0022	1,003	0,0015	1710	25	1706	25	1626	33	1640	43	1608	16
V26	0,841	0,0048	0,883	0,0022	0,890	0,0076	0,905	0,0223	0,877	0,0410	1360	23	1380	29	1064	82	1111	90	405	45
V27	0,920		0,949		0,954		0,969		0,963		1600		1585		1520		1555		1390	
V28	0,924		0,935		0,952		0,972		0,968		1585		1610		1545		1560		1435	
V29	0,905		0,945		0,958		0,955		0,965		1620		1600		1510		1480		1375	
V30	0,913		0,942		0,955		0,957		0,966		1600		1605		1520		1590		1260	
V31	0,925		0,942		0,952		0,967		0,966		1610		1610		1565		1520		1250	
V32	0,913	0,0073	0,942	0,0036	0,954	0,0020	0,955	0,0072	0,966	0,0016	1575	26	1585	25	1430	60	1545	48	1360	70
V33	0,927		0,942		0,952		0,967		0,966		1560		1560		1550		1515		1440	
V34	0,914		0,943		0,955		0,969		0,967		1595		1555		1515		1480		1385	
V35	0,924		0,939		0,955		0,953		0,963		1595		1600		1515		1545		1305	
V36	0,913		0,943		0,957		0,960		0,966		1565		1610		1545		1530		1285	

Tabelle 9-4: Gemessene Bauteileigenschaften Versuchsblock 1 EOS Formiga P100, Teil 2

	Zugfestig- keit x0 [N/mm²]		Zugfestig- keit xy45 [N/mm²]		Zugfestig- keit xz45 [N/mm²]		Zugfestig- keit z90 [N/mm²]		Zugfestig- keit z90außen [N/mm²]		Bruch- dehnung x0 [%]		E Bruch- dehnung xy45 [%]		Bruch- dehnung xz45 [%]		Bruch- dehnung z90 [%]		Bruch- dehnung z90außen [%]	
	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW
V1	47,7	0,3	47,4	0,3	45,3	0,3	43,7	1,4	35,2	5,4	22,4	1,4	22,6	1,6	12,7	0,9	7,1	1,8	4,1	1,5
V2	48,5	0,5	48,5	0,2	47,6	0,2	48,3	0,2	48,1	0,6	23,1	0,7	23,3	1,5	18,4	0,7	19,9	1,3	15,6	3,4
V3	48,6	0,3	48,7	0,2	46,1	0,5	43,5	1,8	37,7	4,4	20,0	1,8	20,1	1,0	12,2	1,0	8,8	1,3	4,9	1,8
V4	44,9	0,2	45,0	0,2	39,0	0,5	36,5	0,5	17,0	8,6	14,8	0,6	15,8	1,0	7,3	0,7	4,1	1,3	1,7	0,8
V5	50,0	0,3	49,8	0,3	47,7	0,3	46,6	0,3	43,5	2,1	24,5	1,9	22,4	1,6	17,4	1,4	12,8	0,6	7,8	3,3
V6	46,6	0,2	46,6	0,3	43,5	0,4	40,5	1,8	30,6	6,4	18,5	0,9	19,5	1,3	11,4	0,7	5,9	1,2	3,4	1,4
V7	23,1	0,8	24,1	0,7	7,1	0,5	6,2	1,1	2,8	1,4	6,9	0,5	7,2	0,9	2,1	0,1	1,7	0,2	1,2	0,2
V8	45,9	0,3	45,7	0,2	42,0	0,4	39,2	2,2	30,6	6,2	15,8	0,6	15,5	1,1	7,5	0,3	5,2	1,0	3,3	1,2
V9	48,8	0,4	49,1	0,3	48,0	0,7	48,5	0,3	46,7	3,7	22,1	1,3	22,8	1,1	17,2	0,7	18,7	0,8	16,0	4,0
V10	47,6	0,2	47,1	0,2	45,1	0,6	46,2	0,3	41,9	2,9	20,9	0,9	22,3	1,4	13,6	1,2	12,5	0,8	7,1	2,8
V11	43,2	0,5	43,1	0,3	35,9	0,8	30,8	2,3	14,4	10,4	9,5	1,1	10,1	0,9	4,0	1,1	2,9	0,3	1,4	0,9
V12	50,7	0,3	50,4	0,4	47,8	0,2	46,2	0,6	45,1	2,0	21,8	0,9	22,1	1,6	14,9	0,8	13,8	1,5	9,6	3,8
V13	45,2	0,7	45,0	0,3	40,6	1,0	37,3	2,7	22,9	8,9	12,8	0,8	12,8	1,0	8,0	1,2	4,9	1,0	2,2	1,1
V14	49,7	0,3	49,6	0,2	47,9	0,3	47,2	0,1	47,1	0,5	21,9	1,7	23,9	1,4	15,8	1,5	15,9	1,1	14,1	3,3
V15	42,9	0,8	43,7	0,6	37,7	1,8	35,1	3,0	26,6	5,2	12,2	0,9	13,1	0,9	5,0	0,9	4,2	1,0	2,8	0,5
V16	33,8	1,0	34,6	0,7	14,2	1,4	14,6	5,4	5,7	3,1	7,5	0,5	7,5	1,2	1,6	0,1	1,6	0,4	1,2	0,5
V17	44,0	0,1	44,0	0,2	38,1	0,9	35,3	2,2	20,1	9,9	13,4	0,6	12,9	0,8	5,5	0,7	4,4	0,9	2,2	1,0
V18	48,1	0,2	47,8	0,1	46,0	0,3	45,6	0,5	39,0	5,8	20,2	1,2	18,9	1,3	13,5	1,2	9,8	0,9	5,6	3,1
V19	46,8	0,3	46,0	0,3	44,9	0,1	46,2	0,3	44,7	0,7	22,4	1,8	22,7	1,2	16,9	1,4	18,3	1,1	14,6	3,5
V20	34,9	0,6	35,9	0,5	22,7	1,8	23,2	2,9	11,2	6,1	8,8	0,7	8,0	0,7	2,4	0,3	2,3	0,6	1,7	0,4
V21	48,6	0,3	48,1	0,1	46,7	0,1	47,1	0,4	44,2	2,4	22,0	0,8	21,3	2,2	16,5	1,4	13,4	2,0	8,8	4,7
V22	41,0	0,5	41,3	0,1	32,0	3,1	31,7	2,6	15,6	6,6	10,6	0,6	11,6	1,0	3,8	0,8	3,2	1,0	1,8	0,5
V23	46,8	0,3	46,7	0,2	43,0	0,8	39,7	1,7	24,2	9,5	15,6	1,0	15,6	0,7	8,7	0,9	5,2	0,8	2,5	1,1
V24	49,5	0,3	49,3	0,2	46,9	0,8	45,7	1,0	34,7	9,1	17,6	0,9	16,2	1,8	11,1	0,2	9,0	1,6	3,9	1,9
V25	51,4	0,2	51,0	0,2	48,3	0,6	48,2	0,5	47,8	0,2	21,1	0,7	21,0	1,7	17,7	1,0	18,8	0,8	15,9	2,4
V26	37,5	1,4	38,0	0,9	11,4	1,7	11,7	4,4	5,2	4,7	10,1	0,8	9,8	0,9	1,2	0,2	1,3	0,4	0,9	0,2
V27	46,7	0,3	46,6	0,3	43,7	0,5	42,2	1,8	32,3	3,6	16,4	0,8	14,2	1,5	9,6	1,0	7,0	1,0	3,3	0,7
V28	46,8		47,0		44,1		42,2		36,1		15,7		17,1		10,7		7,3		4,0	
V29	47,0		46,7		43,6		38,4		31,7		18,1		16,5		9,9		5,0		3,1	
V30	47,0		46,7		43,8		43,3		27,3		17,5		15,6		11,0		7,2		2,8	
V31	47,1		46,9		44,7		41,0		26,9		16,4		13,8		9,3		7,0		2,7	
V32	46,8		46,6		44,0		41,8		30,2		17,5		15,1		9,4		6,5		2,8	
V33	47,0		47,1		44,2		42,1		36,5		16,4		17,4		9,9		7,0		4,1	
V34	47,4		46,8		43,4		38,6		29,4		16,7		16,6		8,4		4,8		2,6	
V35	47,2		47,2		43,7		42,7		29,5		16,3		16,3		10,0		7,3		3,0	
V36	47,0		46,9		43,6		41,1		26,8		17,0		16,2		8,6		6,3		2,5	

Tabelle 9-5: Gemessene Bauteileigenschaften Versuchsblock 1 EOS Formiga P100, Teil 3

	Streck- dehnung x0 [%]		Streck- dehnung xy45 [%]		Streck- dehnung xz45 [%]		Streck- dehnung z90 [%]		Streck- dehnung z90außen [%]	
	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW
V1	12,7	0,3	12,6	0,2	11,5	0,4	4,8	4,5	-	-
V2	12,8	0,1	12,5	0,2	12,2	0,1	12,0	0,1	11,5	0,3
V3	12,0	0,2	12,0	0,3	11,2	0,5	3,8	5,2	-	-
V4	12,4	0,1	12,3	0,2	7,3	0,8	-	-	-	-
V5	12,1	0,1	12,0	0,2	12,1	0,3	11,8	0,4	3,9	6,8
V6	12,7	0,2	12,6	0,1	10,9	0,6	-	-	-	-
V7	7,0	0,6	7,4	0,2	-	-	-	-	1,1	-
V8	12,2	0,2	11,9	0,3	7,6	0,0	-	-	-	-
V9	12,7	0,2	12,4	0,1	12,0	0,3	12,1	0,2	11,5	1,0
V10	12,5	0,3	12,2	0,4	11,6	0,6	11,6	0,4	5,8	4,0
V11	9,1	0,7	9,3	0,7	-	-	-	-	-	-
V12	12,1	0,2	12,2	0,1	11,9	0,2	12,0	0,7	4,7	6,5
V13	11,3	0,3	11,1	0,5	8,6	0,4	-	-	-	-
V14	12,6	0,2	12,5	0,1	12,1	0,3	12,5	0,2	11,6	1,0
V15	11,1	0,6	11,6	0,6	-	-	-	-	-	-
V16	7,4	0,5	7,5	1,2	-	-	-	-	-	-
V17	11,8	0,3	11,2	0,6	-	-	-	-	-	-
V18	12,4	0,1	12,3	0,3	11,6	0,4	9,6	0,9	-	-
V19	12,4	0,3	12,2	0,5	12,0	0,4	12,2	0,2	11,4	0,8
V20	8,4	0,7	7,9	0,9	-	-	-	-	-	-
V21	12,4	0,2	12,3	0,3	12,0	0,3	11,5	1,0	11,0	1,6
V22	10,2	0,5	10,7	0,7	-	-	-	-	-	-
V23	12,0	0,1	11,6	0,2	8,7	0,2	-	-	-	-
V24	11,5	0,2	11,1	0,3	10,2	0,3	9,1	1,5	-	-
V25	11,9	0,2	12,0	0,1	11,9	0,3	11,7	0,2	11,7	0,2
V26	9,6	0,6	9,2	0,9	-	-	-	-	-	-
V27	12,2	0,2	11,0	0,5	10,2	0,8	-	-	-	-
V28	12,3		11,8		10,2		-		-	
V29	12,5		12,2		9,6		-		-	
V30	12,2		11,6		10,6		-		-	
V31	12,2		11,5		9,1		-		-	
V32	12,3		11,4		10,0		-		-	
V33	12,3		12,1		9,7		-		-	
V34	12,3		12,4		8,3		-		-	
V35	12,0		12,0		9,7		3,9		-	
V36	11,9		11,7		8,4		-		-	

Tabelle 9-6: Gemessene Bauteileigenschaften Versuchsblock 1 DTM Sinterstation 2500HS, Teil 1

	Bauteil- dichte 5 mm [g/cm³]		Bauteil- dichte 10 mm [g/cm³]		Bauteil- dichte 25 mm [g/cm³]		Bauteil- dichte 50 mm [g/cm³]		Bauteil- dichte 150 mm [g/cm³]		E-Modul x0 [N/mm²]		E-Modul xy45 [N/mm²]		E-Modul xz45 [N/mm²]		E-Modul z90 [N/mm²]		E-Modul z90außen [N/mm²]	
	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW
V1	0,905	0,0009	0,930	0,0003	0,937	0,0005	0,950	0,0075	0,950	0,0045	1554	21	1602	16	1348	55	1185	51	1028	117
V2	0,940	0,0020	0,966	0,0052	0,976	0,0013	0,983	0,0000	0,987	0,0008	1672	8	1682	16	1592	16	1624	15	1534	46
V3	0,906	0,0100	0,937	0,0002	0,945	0,0026	0,943	0,0019	0,944	0,0059	1608	23	1606	9	1268	106	1220	74	915	118
V4	0,840	0,0016	0,881	0,0036	0,863	0,0136	0,857	0,0022	0,862	0,0029	1244	29	1218	54	663	149	386,2	67	378	139
V5	0,942	0,0016	0,965	0,0040	0,968	0,0036	0,973	0,0036	0,975	0,0045	1674	23	1674	17	1522	47	1470	14	1348	136
V6	0,900	0,0048	0,933	0,0026	0,939	0,0084	0,940	0,0030	0,936	0,0076	1553	33	1534	28	1220	75	945	54	887	184
V7	0,708	0,0008	0,713	0,0023	0,696	0,0105	0,678	0,0057	0,679	0,0039	611	48	657	58	134	27	0	101	31	
V8	0,880	0,0103	0,908	0,0071	0,929	0,0093	0,907	0,0117	0,916	0,0132	1344	59	1398	82	972	148	886	51	775	145
V9	0,940	0,0007	0,967	0,0050	0,977	0,0037	0,984	0,0000	0,986	0,0020	1666	21	1668	16	1596	77	1582	16	1478	38
V10	0,917	0,0024	0,940	0,0013	0,954	0,0008	0,961	0,0007	0,965	0,0029	1556	24	1566	11	1410	37	1348	26	1315	49
V11	0,841	0,0095	0,870	0,0061	0,848	0,0153	0,825	0,0047	0,837	0,0031	1100	37	1078	41	453,2	85	278	42	217	137
V12	0,930	0,0019	0,957	0,0001	0,969	0,0011	0,973	0,0007	0,976	0,0016	1690	21	1694	11	1512	38	1550	30	1294	167
V13	0,905	0,0009	0,930	0,0018	0,932	0,0019	0,934	0,0026	0,934	0,0036	1430	111	1426	40	982	65	793	65	691	201
V14	0,949	0,0040	0,969	0,0004	0,981	0,0018	0,986	0,0007	0,987	0,0004	1754	9	1728	13	1638	23	1662	16	1570	46
V15	0,883	0,0157	0,905	0,0130	0,907	0,0170	0,869	0,0040	0,875	0,0106	1336	66	1360	63	942	126	903	55	724	131
V16	0,816	0,0048	0,824	0,0009	0,808	0,0060	0,785	0,0061	0,789	0,0002	967	53	1048	72	309	82	132	70	329	82
V17	0,876	0,0061	0,904	0,0085	0,885	0,0083	0,855	0,0272	0,869	0,0091	1364	69	1402	78	864	140	762	131	336	151
V18	0,921	0,0013	0,948	0,0058	0,952	0,0035	0,957	0,0022	0,957	0,0010	1634	26	1628	20	1476	82	1460	16	1228	159
V19	0,904	0,0172	0,930	0,0163	0,957	0,0102	0,972	0,0078	0,977	0,0047	1626	15	1642	11	1500	58	1510	17	1502	53
V20	0,760	0,0090	0,788	0,0043	0,782	0,0086	0,753	0,0183	0,758	0,0064	1028,6	49	1003	74	506	283	452	89	238	65
V21	0,937	0,0027	0,958	0,0020	0,966	0,0010	0,974	0,0022	0,975	0,0003	1652	16	1642	42	1504	67	1560	25	1456	43
V22	0,886	0,0101	0,900	0,0048	0,868	0,0011	0,847	0,0159	0,844	0,0116	1318	75	1352	55	1135	120	773	108	582,5	199
V23	0,885	0,0157	0,930	0,0083	0,929	0,0078	0,908	0,0215	0,922	0,0009	1554	69	1564	58	1203	60	1076	93	662,5	28
V24	0,923	0,0019	0,947	0,0021	0,951	0,0006	0,950	0,0016	0,954	0,0016	1642	31	1658	28	1488	43	1502	39	1166,4	132
V25	0,971	0,0010	0,993	0,0003	0,998	0,0007	1,001	0,0026	1,004	0,0014	1758	15	1768	20	1688	24	1692	13	1532	54
V26	0,790	0,0088	0,820	0,0065	0,797	0,0040	0,782	0,0018	0,787	0,0099	981,6	36	974	58	344	42	182	29	0	0
V27	0,906		0,946		0,942		0,950		0,947		1465		1530		1160		1125		1010	
V28	0,911		0,940		0,953		0,946		0,944		1495		1455		1260		1085		1210	
V29	0,918		0,929		0,934		0,942		0,946		1465		1525		1320		1220		875	
V30	0,897		0,946		0,947		0,900		0,930		1495		1465		1140		1215		1140	
V31	0,915		0,944		0,939		0,946		0,946		1490		1535		1140		1145		1200	
V32	0,913	0,0068	0,938	0,0056	0,949	0,0061	0,943	0,0184	0,948	0,0061	1515	35	1530	42	1290	77	1185	74	966	219
V33	0,920		0,933		0,947		0,909		0,950		1510		1525		1310		1175		1340	
V34	0,904		0,941		0,935		0,948		0,936		1505		1560		1220		1315		1045	
V35	0,909		0,943		0,944		0,948		0,942		1525		1505		1240		1300		1265	
V36	0,908		0,937		0,944		0,921		0,945		1510		1555		1350		1235		883	

Tabelle 9-7: Gemessene Bauteileigenschaften Versuchsblock 1 DTM Sinterstation 2500HS, Teil 2

	Zugfestig- keit x0 [N/mm²]		Zugfestig- keit xy45 [N/mm²]		Zugfestig- keit xz45 [N/mm²]		Zugfestig- keit z90 [N/mm²]		Zugfestig- keit z90außen [N/mm²]		Bruch- dehnung x0 [%]		E Bruch- dehnung xy45 [%]		Bruch- dehnung xz45 [%]		Bruch- dehnung z90 [%]		Bruch- dehnung z90außen [%]	
	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW
V1	45,4	0,4	46,2	0,5	36,9	2,0	24,5	4,2	12,6	3,6	15,0	1,1	15,9	0,9	6,4	1,3	2,8	0,7	1,3	0,2
V2	49,3	0,2	49,6	0,2	47,8	0,4	47,6	0,3	45,7	1,4	21,2	1,8	21,7	0,6	15,7	0,6	11,8	0,9	10,4	1,7
V3	44,9	0,6	44,8	0,4	33,9	3,5	24,5	3,2	15,1	2,8	11,7	1,5	12,6	1,4	6,4	1,5	2,6	0,3	2,1	0,1
V4	35,3	0,9	34,7	1,4	8,3	3,9	2,2	0,6	2,2	1,5	8,7	1,3	10,1	1,3	1,6	0,6	0,7	0,1	0,6	0,3
V5	48,7	0,5	48,9	0,5	44,2	1,5	39,5	1,1	33,8	7,8	17,4	1,6	17,8	2,0	13,4	1,2	5,6	0,4	4,3	1,4
V6	45,1	0,4	44,4	0,5	31,2	4,3	13,2	2,7	11,7	9,4	14,5	1,9	16,0	1,4	5,7	2,0	1,6	0,3	1,5	1,1
V7	13,7	1,1	15,3	1,6	1,0	0,5	0,2	0,0	0,7	0,2	4,9	0,8	5,5	1,1	1,0	0,4	0,4	0,2	0,8	0,1
V8	38,7	1,7	39,5	2,0	22,9	6,0	14,0	1,7	12,6	3,8	10,1	1,2	10,2	2,1	4,9	1,7	2,1	0,2	2,2	0,4
V9	49,4	0,3	49,4	0,3	47,2	0,4	46,7	0,3	44,5	1,5	21,1	1,6	22,3	2,2	17,1	1,2	12,9	1,1	9,9	1,9
V10	46,5	0,5	46,9	0,3	42,8	0,2	39,6	0,6	37,4	1,6	19,9	1,5	20,6	0,9	15,2	0,7	8,1	0,3	6,3	0,3
V11	30,5	1,1	30,6	1,1	5,6	2,2	1,8	0,5	1,9	1,5	7,5	0,9	9,5	1,1	1,5	0,7	1,0	0,2	1,7	0,8
V12	49,2	0,4	49,2	0,1	44,3	0,8	41,7	1,2	31,5	8,3	16,3	1,5	17,2	1,5	13,7	1,1	6,2	1,1	4,1	1,4
V13	41,9	1,9	42,3	0,5	21,7	2,3	8,6	2,1	8,1	4,7	13,0	1,5	14,2	2,4	3,3	0,7	1,4	0,3	1,4	0,4
V14	50,7	0,3	50,4	0,2	47,7	0,2	47,1	0,4	45,2	2,0	19,8	1,6	20,5	0,8	16,0	0,8	10,1	0,6	9,0	1,8
V15	36,3	2,2	37,2	2,3	21,4	4,2	13,9	2,1	11,0	2,4	8,5	0,6	8,4	1,4	4,6	0,7	2,1	0,3	2,2	0,2
V16	23,6	1,1	26,2	2,1	3,2	1,5	0,9	0,5	2,3	1,2	5,8	0,8	6,8	0,9	1,3	0,5	0,9	0,1	0,9	0,5
V17	36,6	1,8	37,2	1,9	10,7	7,8	7,5	2,9	2,1	1,4	8,5	1,6	9,3	1,3	1,5	1,0	1,3	0,3	1,2	1,0
V18	46,7	0,6	46,9	0,2	38,6	3,4	34,8	2,1	19,5	5,2	14,6	1,8	16,9	0,7	6,7	3,5	3,5	0,5	1,9	0,5
V19	47,3	0,4	47,8	0,2	44,6	0,7	44,1	0,3	44,7	1,0	18,1	2,4	20,0	2,1	16,4	1,9	11,8	1,1	10,1	2,6
V20	23,6	1,3	24,3	1,9	5,6	4,6	2,8	1,2	2,0	0,3	4,4	0,6	6,5	0,7	1,1	0,7	0,7	0,2	1,1	0,1
V21	48,4	0,2	48,6	0,2	42,1	2,5	42,1	1,4	32,9	5,3	17,7	2,5	20,7	2,7	7,6	3,4	5,2	0,8	3,1	1,1
V22	35,0	2,5	36,4	2,0	18,5	7,7	4,4	2,7	3,2	2,6	8,6	1,8	9,2	1,9	1,9	0,9	0,6	0,3	0,5	0,3
V23	42,8	1,5	43,5	1,3	25,2	2,4	14,4	2,1	4,2	1,2	10,2	1,4	12,7	0,5	3,1	0,5	1,8	0,2	0,7	0,2
V24	45,5	0,7	46,3	0,8	39,6	1,7	35,7	2,4	17,6	5,3	12,0	1,2	14,4	0,8	7,4	0,2	3,8	0,5	1,8	0,4
V25	51,3	0,2	51,6	0,3	49,3	0,6	48,9	0,3	43,9	1,7	17,9	1,3	18,7	1,4	14,1	0,9	12,4	1,0	8,0	0,5
V26	25,6	0,9	26,3	1,4	2,7	0,3	0,7	0,1	0,0	0,0	6,1	0,6	8,0	1,2	1,2	0,6	0,8	0,8	0,0	-
V27	43,1	0,7	44,3	1,0	18,4	8,3	17,0	3,9	24,5	6,5	14,6	1,4	14,7	1,6	7,0	2,5	1,6	0,4	2,2	0,6
V28	43,6		42,6		32,9		15,5		16,3		15,3		12,2		5,4		1,8		1,6	
V29	42,8		44,7		35,7		23,2		12,0		14,0		15,4		8,3		2,6		1,9	
V30	43,7		42,6		18,8		21,7		18,6		14,3		13,7		1,7		2,1		1,9	
V31	43,6		44,8		17,0		17,1		22,1		14,1		14,8		1,6		1,8		2,3	
V32	44,1		44,3		32,2		14,1		32,4		15,3		15,3		4,5		1,8		3,7	
V33	44,0		43,9		36,3		15,3		29,0		15,8		14,1		8,0		1,3		3,0	
V34	43,9		45,2		35,4		22,3		14,7		15,3		14,3		4,3		1,9		1,6	
V35	44,3		43,7		37,4		26,3		25,4		15,1		15,0		6,3		2,6		2,5	
V36	43,9		45,2		34,5		20,3		25,4		13,8		14,5		7,9		1,9		1,9	

Tabelle 9-8: Gemessene Bauteileigenschaften Versuchsblock 1 DTM Sinterstation 2500HS, Teil 3

	Streck- dehnung x0 [%]		Streck- dehnung xy45 [%]		Streck- dehnung xz45 [%]		Streck- dehnung z90 [%]		Streck- dehnung z90außen [%]	
	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW	Mittelwert	STABW
V1	11,3	0,3	11,5	0,5	7,0	1,0	-	-	-	-
V2	11,9	0,3	12,2	0,2	11,9	0,1	10,6	0,6	9,6	1,3
V3	10,5	0,7	11,2	0,9	6,7	1,6	-	-	-	-
V4	8,5	1,1	9,7	1,1	-	-	-	-	-	-
V5	11,7	0,4	11,8	0,4	11,8	0,5	-	-	-	-
V6	11,7	0,9	12,0	0,5	6,3	1,6	-	-	-	-
V7	6,0	-	7,0	0,0	-	-	0,2	-	0,5	0,1
V8	9,9	1,3	10,0	1,8	6,9	-	-	-	-	-
V9	12,3	0,2	12,4	0,2	12,4	0,3	11,4	0,6	9,8	1,4
V10	12,3	0,44	12,4	0,2	12,5	0,2	7,9	0,3	-	-
V11	8,1	0,9	9,3	1,0	-	-	0,8	0,2	0,9	-
V12	11,6	0,4	11,8	0,3	11,7	0,2	-	-	-	-
V13	11,4	1,0	12,1	1,2	6,6	-	-	-	-	-
V14	11,6	0,2	11,7	0,2	11,8	0,1	9,5	0,4	8,7	1,6
V15	8,3	0,3	9,0	1,2	-	-	-	-	-	-
V16	5,6	-	7,0	0,9	0,2	-	0,7	-	-	-
V17	8,1	1,4	9,1	1,4	0,6	0,1	-	-	0,4	-
V18	11,1	0,5	12,0	0,6	9,6	1,4	-	-	-	-
V19	11,6	0,3	11,8	0,2	12,0	0,1	10,8	0,8	9,3	2,0
V20	0,0	-	0,0	0,0	0,2	-	-	-	-	-
V21	11,5	0,4	12,0	0,2	8,9	2,2	-	-	-	-
V22	9,3	0,1	9,4	1,3	0,3	0,2	-	-	-	-
V23	9,4	0,9	10,9	0,4	-	-	-	-	-	-
V24	10,3	0,4	11,3	0,3	7,2	0,3	-	-	-	-
V25	11,6	0,3	11,8	0,2	11,7	0,3	11,2	0,5	8,0	0,2
V26	5,5	1,6	7,6	1,1	1,1	0,0	0,4	-	-	-
V27	10,1	0,9	11,6	0,8	5,2	1,3	-	-	-	-
V28	12,3		10,9		-		-		0,3	
V29	12,8		11,5		8,2		-		-	
V30	12,8		13,0		-		-		-	
V31	11,9		12,3		-		-		-	
V32	12,5		13,0		7,7		-		-	
V33	12,4		12,4		-		-		-	
V34	11,7		11,9		6,9		-		-	
V35	11,2		11,0		-		-		-	
V36	11,1		11,4		-		-		-	

Tabelle 9-9: Mikroskopieaufnahmen für aus Dichtewürfeln unterschiedlicher Scanvektorklänge erzeugte Dünnschnitte in Abhängigkeit der Energiedichte (EOS Formiga P100)

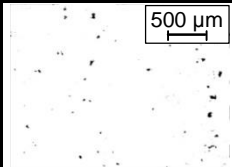
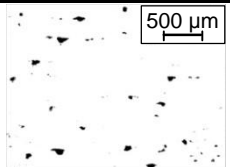
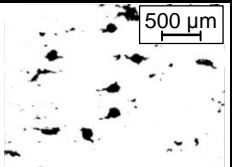
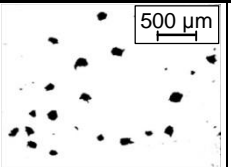
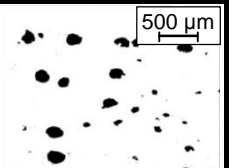
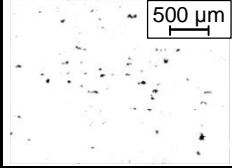
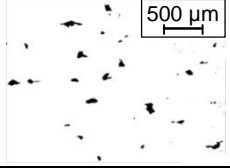
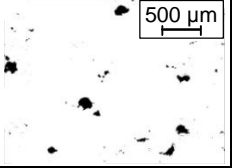
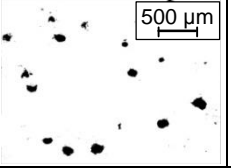
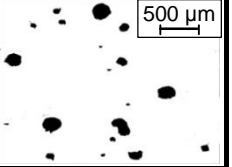
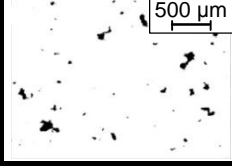
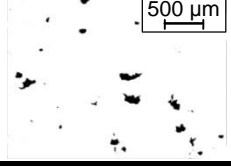
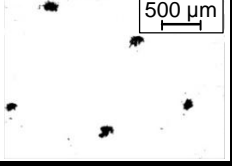
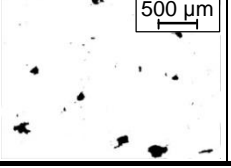
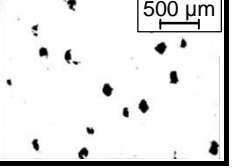
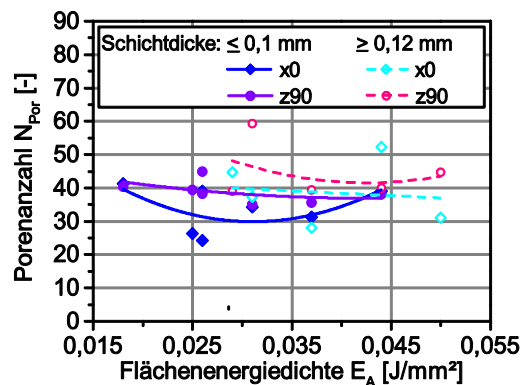
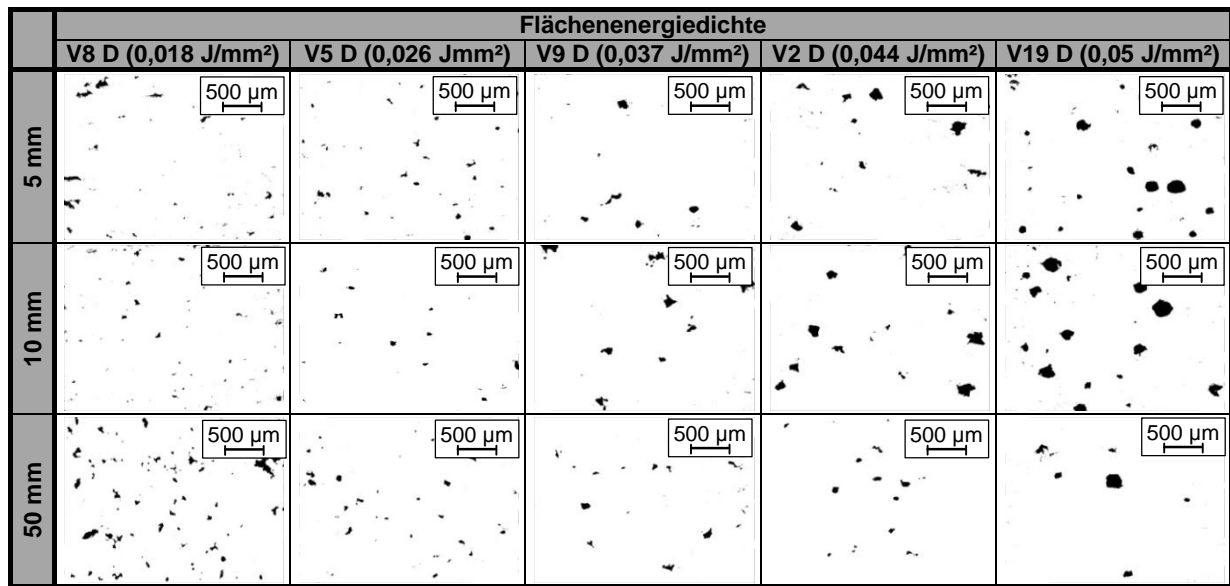
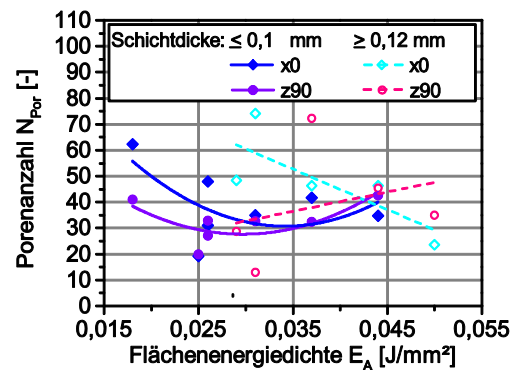
	Flächenenergiedichte				
	V8 F (0,018 J/mm ²)	V5 F (0,026 J/mm ²)	V9 F (0,037 J/mm ²)	V2 F (0,044 J/mm ²)	V19 F (0,05 J/mm ²)
5 mm					
10 mm					
50 mm					

Tabelle 9-10: Mikroskopieaufnahmen für aus Dichtewürfeln unterschiedlicher Scanvektorlänge erzeugte Dünnschnitte in Abhängigkeit der Energiedichte (DTM Sinterstation 2500HS)



a) EOS Formiga P100



b) DTM Sinterstation 2500HS

Bild 9-5: Porenanzahl N_{Por} in Zugstäben unterschiedlicher Orientierung als Funktion der Flächenenergiedichte E_A

Tabelle 9-11: ANOVA Regressionsmodelle Bauteildichte EOS Formiga P100, Teil 1

VQ	Bauteildichte 5 mm					Bauteildichte 10 mm					Bauteildichte 25 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	0,06280	15	0,00419	71,4	< 0,0001	0,05459	17	0,00321	147,8	< 0,0001	0,06011	18	0,00334	654,7	< 0,0001
A	0,00260	1	0,00260	44,3	< 0,0001	0,00035	1	0,00035	16,0	0,0009	0,00088	1	0,00088	172,3	< 0,0001
B	0,01095	1	0,01095	186,6	< 0,0001	0,00654	1	0,00654	301,2	< 0,0001	0,00472	1	0,00472	926,3	< 0,0001
C	0,00854	1	0,00854	145,6	< 0,0001	0,00396	1	0,00396	182,1	< 0,0001	0,00280	1	0,00280	549,3	< 0,0001
D	0,00077	1	0,00077	13,1	0,0018	0,00088	1	0,00088	40,3	< 0,0001	0,00019	1	0,00019	37,4	< 0,0001
E	0,01818	1	0,01818	309,9	< 0,0001	0,01221	1	0,01221	562,1	< 0,0001	0,00958	1	0,00958	1877,5	< 0,0001
AB	0,00025	1	0,00025	4,3	0,0516	0,00197	1	0,00197	90,7	< 0,0001	0,00115	1	0,00115	225,0	< 0,0001
AC	0,00124	1	0,00124	21,2	0,0002	0,00156	1	0,00156	71,8	< 0,0001	0,00081	1	0,00081	158,1	< 0,0001
AD	0,00140	1	0,00140	23,9	0,0001	0,00021	1	0,00021	9,7	0,0063	0,00031	1	0,00031	61,6	< 0,0001
AE	--	--	--	--	--	0,00145	1	0,00145	66,9	< 0,0001	0,00022	1	0,00022	42,8	< 0,0001
BC	0,00241	1	0,00241	41,1	< 0,0001	0,00613	1	0,00613	282,0	< 0,0001	0,00359	1	0,00359	703,2	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	0,00003	1	0,00003	5,0	0,0421
BE	0,00439	1	0,00439	74,8	< 0,0001	0,00481	1	0,00481	221,4	< 0,0001	0,00405	1	0,00405	793,2	< 0,0001
CD	0,00113	1	0,00113	19,2	0,0003	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	0,00078	1	0,00078	13,3	0,0017	0,00397	1	0,00397	182,9	< 0,0001	0,00309	1	0,00309	605,0	< 0,0001
DE	--	--	--	--	--	0,00009	1	0,00009	4,3	0,0525	0,00003	1	0,00003	5,4	0,0354
A²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B²	0,00194	1	0,00194	33,1	< 0,0001	0,00279	1	0,00279	128,5	< 0,0001	0,00302	1	0,00302	592,6	< 0,0001
C²	--	--	--	--	--	0,00015	1	0,00015	7,0	0,0171	0,00016	1	0,00016	31,3	< 0,0001
D²	0,00027	1	0,00027	4,7	0,0436	0,00008	1	0,00008	3,9	0,0651	0,00006	1	0,00006	12,2	0,0036
E²	0,00031	1	0,00031	5,3	0,0329	0,00018	1	0,00018	8,4	0,0102	0,00020	1	0,00020	38,7	< 0,0001
Rest	0,00111	19	0,00006	--	--	0,00037	17	0,00002	--	--	0,00007	14	0,00001	--	--
AD	0,00064	10	0,00006	1,2	0,3974	0,00025	8	0,00003	2,4	0,1083	0,00004	5	0,00001	1,8	0,1993
VS	0,00048	9	0,00005	--	--	0,00012	9	0,00001	--	--	0,00004	9	0,00000	--	--
Gesamt	0,06391	34	--	--	--	0,05496	34	--	--	--	0,06018	32	--	--	--

Tabelle 9-12: ANOVA Regressionsmodelle Bauteildichte EOS Formiga P100, Teil 2

VQ	Bauteildichte 50 mm					Bauteildichte 150 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	0,02567	8	0,00321	49,5	< 0,0001	0,06503	20	0,00325	1141,1	< 0,0001
A	0,00067	1	0,00067	10,3	0,0035	0,00092	1	0,00092	322,1	< 0,0001
B	0,00983	1	0,00983	151,5	< 0,0001	0,00754	1	0,00754	2645,6	< 0,0001
C	0,00443	1	0,00443	68,3	< 0,0001	0,00208	1	0,00208	729,8	< 0,0001
D	--	--	--	--	--	0,00020	1	0,00020	69,1	< 0,0001
E	0,01134	1	0,01134	174,7	< 0,0001	0,00997	1	0,00997	3497,1	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	0,00112	1	0,00112	392,7	< 0,0001
AC	--	--	--	--	--	0,00094	1	0,00094	328,1	< 0,0001
AD	--	--	--	--	--	0,00041	1	0,00041	144,9	< 0,0001
AE	--	--	--	--	--	0,00006	1	0,00006	19,8	0,0008
BC	0,00211	1	0,00211	32,6	< 0,0001	0,00253	1	0,00253	886,6	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	0,00010	1	0,00010	35,6	< 0,0001
BE	0,00103	1	0,00103	15,8	0,0005	0,00114	1	0,00114	399,6	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	0,00019	1	0,00019	66,8	< 0,0001
CE	0,00045	1	0,00045	6,9	0,0143	0,00120	1	0,00120	421,0	< 0,0001
DE	--	--	--	--	--	0,00002	1	0,00002	5,6	0,0360
A ²	--	--	--	--	--	0,00004	1	0,00004	13,9	0,0029
B ²	0,00231	1	0,00231	35,7	< 0,0001	0,00187	1	0,00187	657,6	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	0,00034	1	0,00034	120,3	< 0,0001
D ²	--	--	--	--	--	0,00002	1	0,00002	8,5	0,0129
E ²	--	--	--	--	--	0,00116	1	0,00116	407,2	< 0,0001
Rest	0,00169	26	0,00006			0,00003	12	0,00000		
AD	0,00122	17	0,00007	1,4	0,3216	0,00001	3	0,00000	1,2	0,3493
VS	0,00047	9	0,00005			0,00002	9	0,00000		
Gesamt	0,02736	34				0,06507	32			

Tabelle 9-13: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften EOS Formiga P100, x0

VQ	E-Modul x0					Zugfestigkeit x0					Bruchdehnung x0				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	617652	18	34314	90,2	< 0,0001	1034,8	20	51,7	1182,3	< 0,0001	689,9	8	86,2	94,4	< 0,0001
A	172	1	172	0,5	0,5118	17,3	1	17,3	396,2	< 0,0001	53,9	1	53,9	59,0	< 0,0001
B	29676	1	29676	78,0	< 0,0001	160,9	1	160,9	3676,4	< 0,0001	220,9	1	220,9	241,7	< 0,0001
C	15600	1	15600	41,0	< 0,0001	96,1	1	96,1	2195,8	< 0,0001	174,4	1	174,4	190,8	< 0,0001
D	11435	1	11435	30,0	< 0,0001	6,5	1	6,5	147,8	< 0,0001	0,5	1	0,48	0,53	0,4730
E	120363	1	120363	316,3	< 0,0001	212,3	1	212,3	4851,1	< 0,0001	142,0	1	142,0	155,4	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	15,1	1	15,1	345,0	< 0,0001	--	--	--	--	--
AC	4567	1	4567	12,0	0,0035	3,2	1	3,2	72,3	< 0,0001	6,1	1	6,1	6,7	0,0155
AD	42185	1	42185	110,8	< 0,0001	6,1	1	6,1	138,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
AE	18020	1	18020	47,3	< 0,0001	1,9	1	1,9	43,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
BC	23040	1	23040	60,5	< 0,0001	58,6	1	58,6	1338,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	7742	1	7742	20,3	0,0004	2,0	1	2,0	45,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
BE	32477	1	32477	85,3	< 0,0001	38,1	1	38,1	870,0	< 0,0001	31,8	1	31,8	34,8	< 0,0001
CD	9120	1	9120	24,0	0,0002	2,5	1	2,5	57,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
CE	69222	1	69222	181,9	< 0,0001	34,1	1	34,1	780,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
DE	3694	1	3694	9,7	0,0071	4,7	1	4,7	108,3	< 0,0001	14,7	1	14,7	16,1	0,0005
A ²	--	--	--	--	--	1,7	1	1,7	39,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
B ²	50690	1	50690	133,2	< 0,0001	71,8	1	71,8	1640,6	< 0,0001	--	--	--	--	--
C ²	3304	1	3304	8,7	0,0100	0,3	1	0,3	7,0	0,0201	--	--	--	--	--
D ²	12758	1	12758	33,5	< 0,0001	2,4	1	2,4	55,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
E ²	4893	1	4893	12,9	0,0027	12,2	1	12,2	279,0	< 0,0001	--	--	--	--	--
Rest	5709	15	381			0,6	13	0,0			23,8	26	0,91		
AD	2386	6	398	1,1	0,4414	0,2	4	0,0	0,98	0,4647	19,0	17	1,1	2,1	0,1290
VS	3323	9	369			0,4	9	0,0			4,8	9	0,53		
Gesamt	623361	33				1035,3	33				713,7	34			

Tabelle 9-14: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften EOS Formiga P100, xy45

VQ	E-Modul xy45					Zugfestigkeit xy45					Bruchdehnung xy45				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	249629	16	15602	53,7	< 0,0001	921,8	20	46,1	797,8	< 0,0001	714,5	8	89,3	72,9	< 0,0001
A	3054	1	3054	10,5	0,0055	24,2	1	24,2	419,6	< 0,0001	66,9	1	66,9	54,6	< 0,0001
B	9210	1	9210	31,7	< 0,0001	150,1	1	150,1	2597,8	< 0,0001	275,8	1	275,8	225,1	< 0,0001
C	19024	1	19024	65,5	< 0,0001	106,4	1	106,4	1840,9	< 0,0001	119,1	1	119,1	97,2	< 0,0001
D	10499	1	10499	36,2	< 0,0001	5,8	1	5,8	101,1	< 0,0001	0,1	1	0,11	0,09	0,7663
E	100749	1	100749	347,1	< 0,0001	259,5	1	259,5	4492,0	< 0,0001	113,6	1	113,6	92,7	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	15,2	1	15,2	263,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	7,8	1	7,8	134,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
AD	13244	1	13244	45,6	< 0,0001	13,8	1	13,8	238,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
AE	4634	1	4634	16,0	0,0012	7,2	1	7,2	124,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
BC	30923	1	30923	106,5	< 0,0001	89,1	1	89,1	1542,5	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	--	--	--	--	--	6,1	1	6,1	104,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
BE	5504	1	5504	19,0	0,0006	59,4	1	59,4	1028,9	< 0,0001	12,4	1	12,4	10,1	0,0039
CD	2868	1	2868	9,9	0,0067	2,7	1	2,7	46,0	< 0,0001	--	--	--	--	--
CE	6915	1	6915	23,8	0,0002	37,0	1	37,0	639,9	< 0,0001	4,7	1	4,7	3,9	0,0604
DE	3685	1	3685	12,7	0,0028	2,7	1	2,7	46,6	< 0,0001	32,3	1	32,3	26,4	< 0,0001
A ²	--	--	--	--	--	1,8	1	1,8	31,8	< 0,0001	--	--	--	--	--
B ²	56149	1	56149	193,4	< 0,0001	25,0	1	25,0	433,5	< 0,0001	--	--	--	--	--
C ²	4464	1	4464	15,4	0,0014	0,3	1	0,28	4,9	0,0451	--	--	--	--	--
D ²	12703	1	12703	43,8	< 0,0001	2,6	1	2,6	44,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
E ²	4287	1	4287	14,8	0,0016	10,5	1	10,5	181,5	< 0,0001	--	--	--	--	--
Rest	4354	15	290			0,8	13	0,06			30,6	25	1,2		
AD	594	6	99	0,24	0,9531	0,4	4	0,09	2,1	0,1673	18,0	16	1,1	0,8	0,6680
VS	3760	9	418			0,4	9	0,04			12,7	9	1,4		
Gesamt	253984	31				922,6	33				745,1	33			

Tabelle 9-15: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften EOS Formiga P100, xz45

VQ	E-Modul xz45					Zugfestigkeit xz45					Bruchdehnung xz45				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	576558	15	38437	55,6	< 0,0001	3016,4	20	150,8	825,8	< 0,0001	738,4	11	67,1	134,2	< 0,0001
A	1288	1	1288	1,9	0,1913	63,4	1	63,4	347,0	< 0,0001	61,0	1	61,0	122,0	< 0,0001
B	88808	1	88808	128,4	< 0,0001	450,6	1	450,6	2467,2	< 0,0001	323,3	1	323,3	646,2	< 0,0001
C	60756	1	60756	87,8	< 0,0001	227,0	1	227,0	1243,0	< 0,0001	160,1	1	160,1	319,9	< 0,0001
D	12160	1	12160	17,6	0,0007	10,7	1	10,7	58,7	< 0,0001	6,3	1	6,3	12,7	0,0018
E	227591	1	227591	329,0	< 0,0001	966,2	1	966,2	5290,7	< 0,0001	276,2	1	276,2	552,1	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	35,8	1	35,8	196,2	< 0,0001	19,0	1	19,0	37,9	< 0,0001
AC	--	--	--	--	--	42,2	1	42,2	231,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
AD	35094	1	35094	50,7	< 0,0001	172,1	1	172,1	942,3	< 0,0001	2,0	1	2,0	4,1	0,0558
AE	8066	1	8066	11,7	0,0035	14,5	1	14,5	79,5	< 0,0001	2,9	1	2,9	5,7	0,0258
BC	43778	1	43778	63,3	< 0,0001	307,7	1	307,7	1684,7	< 0,0001	36,8	1	36,8	73,5	< 0,0001
BD	13690	1	13690	19,8	0,0004	55,8	1	55,8	305,6	< 0,0001	15,3	1	15,3	30,5	< 0,0001
BE	56912	1	56912	82,3	< 0,0001	80,2	1	80,2	439,4	< 0,0001	15,4	1	15,4	30,9	< 0,0001
CD	6350	1	6350	9,2	0,0080	61,8	1	61,8	338,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
CE	48497	1	48497	70,1	< 0,0001	38,1	1	38,1	208,4	< 0,0001	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	9,3	1	9,3	50,8	< 0,0001	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	6,3	1	6,3	34,5	< 0,0001	--	--	--	--	--
B ²	47250	1	47250	68,3	< 0,0001	188,6	1	188,6	1032,9	< 0,0001	--	--	--	--	--
C ²	--	--	--	--	--	38,3	1	38,3	210,0	< 0,0001	--	--	--	--	--
D ²	18636	1	18636	26,9	< 0,0001	1,9	1	1,9	10,6	0,0063	--	--	--	--	--
E ²	53489	1	53489	77,3	< 0,0001	362,0	1	362,0	1982,4	< 0,0001	--	--	--	--	--
Rest	11067	16	692			2,4	13	0,18			11,0	22	0,50		
AD	7967	8	996	2,6	0,1017	1,2	4	0,30	2,2	0,1468	5,3	13	0,41	0,65	0,7698
VS	3100	8	388			1,2	9	0,13			5,7	9	0,63		
Gesamt	587625	31				3018,8	33				749,4	33			

Tabelle 9-16: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften EOS Formiga P100, z90

VQ	E-Modul z90					Zugfestigkeit z90					Bruchdehnung z90				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	424583	13	32660	28,1	< 0,0001	3347,2	12	278,9	79,0	< 0,0001	945,4	13	72,7	91,3	< 0,0001
A	2881	1	2881	2,5	0,1329	112,9	1	112,9	32,0	< 0,0001	34,3	1	34,3	43,0	< 0,0001
B	122382	1	122382	105,3	< 0,0001	561,7	1	561,7	159,1	< 0,0001	317,6	1	317,6	398,6	< 0,0001
C	70026	1	70026	60,2	< 0,0001	264,1	1	264,1	74,8	< 0,0001	130,3	1	130,3	163,6	< 0,0001
D	2430	1	2430	2,1	0,1654	83,8	1	83,8	23,7	< 0,0001	11,6	1	11,6	14,5	0,0010
E	137254	1	137254	118,0	< 0,0001	1531,0	1	1531,0	433,6	< 0,0001	366,7	1	366,7	460,2	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	4,0	1	4,0	5,0	0,0364
AD	5435	1	5435	4,7	0,0443	191,2	1	191,2	54,1	< 0,0001	4,3	1	4,3	5,4	0,0299
AE	--	--	--	--	--	101,3	1	101,3	28,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
BC	24374	1	24374	21,0	0,0002	120,3	1	120,3	34,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	--	--	--	--	--	58,2	1	58,2	16,5	0,0006	--	--	--	--	--
BE	33478	1	33478	28,8	< 0,0001	--	--	--	--	--	14,6	1	14,6	18,3	0,0003
CD	5445	1	5445	4,7	0,0442	56,3	1	56,3	15,9	0,0007	3,2	1	3,2	4,0	0,0570
CE	25249	1	25249	21,7	0,0002	--	--	--	--	--	6,8	1	6,8	8,5	0,0081
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B ²	45191	1	45191	38,9	< 0,0001	68,8	1	68,8	19,5	0,0003	25,3	1	25,3	31,7	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	4,9	1	4,9	6,2	0,0209
D ²	28639	1	28639	24,6	0,0001	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	6027	1	6027	5,2	0,0353	219,6	1	219,6	62,2	< 0,0001	21,8	1	21,8	27,4	< 0,0001
Rest	20929	18	1163			70,6	20	3,5			17,5	22	0,80		
AD	13807	10	1381	1,6	0,2731	46,2	11	4,2	1,5	0,2600	9,9	13	0,76	0,90	0,5801
VS	7122	8	890			24,4	9	2,7			7,6	9	0,85		
Gesamt	445512	31				3417,8	32				962,9	35			

Tabelle 9-17: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften EOS Formiga P100, z90außen

VQ	E-Modul z90außen					Zugfestigkeit z90außen					Bruchdehnung z90außen				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	2505023	10	250502	50,6	< 0,0001	5215,5	5	1043,1	81,8	< 0,0001	726,3	13	55,9	99,9	< 0,0001
A	65961	1	65961	13,3	0,0013	227,7	1	227,7	17,9	0,0002	20,5	1	20,5	36,6	< 0,0001
B	748996	1	748996	151,3	< 0,0001	1717,3	1	1717,3	134,7	< 0,0001	205,7	1	205,7	367,8	< 0,0001
C	342009	1	342009	69,1	< 0,0001	742,3	1	742,3	58,2	< 0,0001	61,9	1	61,9	110,7	< 0,0001
D	14416	1	14416	2,9	0,1009	--	--	--	--	--	9,8	1	9,8	17,5	0,0004
E	750371	1	750371	151,6	< 0,0001	2401,0	1	2401,0	188,4	< 0,0001	278,0	1	278,0	497,1	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	41148	1	41148	8,3	0,0082	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	2,8	1	2,8	4,9	0,0369
BC	128057	1	128057	25,9	< 0,0001	--	--	--	--	--	2,3	1	2,3	4,1	0,0544
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	189617	1	189617	38,3	< 0,0001	127,1	1	127,1	10,0	0,0036	28,7	1	28,7	51,4	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	86642	1	86642	17,5	0,0003	--	--	--	--	--	8,4	1	8,4	15,1	0,0008
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	5,4	1	5,4	9,6	0,0053
A ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B ²	104479	1	104479	21,1	0,0001	--	--	--	--	--	45,2	1	45,2	80,9	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	7,3	1	7,3	13,0	0,0016
D ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	50,4	1	50,4	90,2	< 0,0001
Rest	118831	24	4951			382,4	30	12,7			12,3	22	0,56		
AD	75628	15	5042	1,1	0,4880	271,1	21	12,9	1,0	0,5004	9,4	13	0,72	2,2	0,1173
VS	43203	9	4800			111,3	9	12,4			2,9	9	0,33		
Gesamt	2623854	34				5597,9	35				738,6	35			

Tabelle 9-18: ANOVA Regressionsmodelle Bauteildichte DTM Sinterstation 2500HS, Teil 1

VQ	Bauteildichte 5 mm					Bauteildichte 10 mm					Bauteildichte 25 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	0,08896	17	0,00523	154,5	< 0,0001	0,10746	17	0,00632	164,3	< 0,0001	0,12889	13	0,00991	286,8	< 0,0001
A	0,00223	1	0,00223	65,7	< 0,0001	0,00101	1	0,00101	26,2	< 0,0001	0,00091	1	0,00091	26,3	< 0,0001
B	0,03252	1	0,03252	959,7	< 0,0001	0,02336	1	0,02336	607,0	< 0,0001	0,04883	1	0,04883	1412,6	< 0,0001
C	0,00475	1	0,00475	140,3	< 0,0001	0,00403	1	0,00403	104,8	< 0,0001	0,01321	1	0,01321	382,0	< 0,0001
D	0,00237	1	0,00237	69,9	< 0,0001	0,00024	1	0,00024	6,1	0,0239	0,00026	1	0,00026	7,5	0,0127
E	0,02143	1	0,02143	632,6	< 0,0001	0,03433	1	0,03433	892,1	< 0,0001	0,05128	1	0,05128	1483,2	< 0,0001
AB	0,00083	1	0,00083	24,5	0,0001	0,00226	1	0,00226	58,8	< 0,0001	0,00015	1	0,00015	4,4	0,0497
AC	0,00032	1	0,00032	9,5	0,0067	0,00135	1	0,00135	35,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
AD	0,00019	1	0,00019	5,5	0,0316	0,00216	1	0,00216	56,0	< 0,0001	0,00213	1	0,00213	61,6	< 0,0001
AE	0,00045	1	0,00045	13,4	0,0020	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	0,00312	1	0,00312	92,0	< 0,0001	0,00689	1	0,00689	178,9	< 0,0001	0,00652	1	0,00652	188,5	< 0,0001
BD	0,00076	1	0,00076	22,5	0,0002	0,00174	1	0,00174	45,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
BE	0,00387	1	0,00387	114,1	< 0,0001	0,00206	1	0,00206	53,6	< 0,0001	0,01256	1	0,01256	363,2	< 0,0001
CD	0,00048	1	0,00048	14,3	0,0015	0,00147	1	0,00147	38,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
CE	0,00079	1	0,00079	23,3	0,0002	0,00017	1	0,00017	4,4	0,0509	0,00288	1	0,00288	83,2	< 0,0001
DE	0,00053	1	0,00053	15,7	0,0010	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	0,00025	1	0,00025	7,3	0,0154	0,00029	1	0,00029	7,4	0,0144	--	--	--	--	--
B²	0,01194	1	0,01194	352,4	< 0,0001	0,01237	1	0,01237	321,6	< 0,0001	0,00983	1	0,00983	284,4	< 0,0001
C²	--	--	--	--	--	0,00018	1	0,00018	4,6	0,0468	0,00109	1	0,00109	31,4	< 0,0001
D²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E²	--	--	--	--	--	0,00198	1	0,00198	51,4	< 0,0001	0,00362	1	0,00362	104,6	< 0,0001
Rest	0,00058	17	0,00003			0,00065	17	0,00004			0,00069	20	0,00003		
AD	0,00015	8	0,00002	0,41	0,8891	0,00037	8	0,00005	1,5	0,2937	0,00036	11	0,00003	0,90	0,5730
VS	0,00042	9	0,00005			0,00029	9	0,00003			0,00033	9	0,00004		
Gesamt	0,08954	34				0,10811	34				0,12958	33			

Tabelle 9-19: ANOVA Regressionsmodelle Bauteildichte DTM Sinterstation 2500HS, Teil 2

VQ	Bauteildichte 50 mm					Bauteildichte 150 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	0,12489	16	0,00781	38,1	< 0,0001	0,14465	13	0,01113	260,9	< 0,0001
A	0,00920	1	0,00920	45,0	< 0,0001	0,00172	1	0,00172	40,2	< 0,0001
B	0,05522	1	0,05522	269,8	< 0,0001	0,06857	1	0,06857	1607,9	< 0,0001
C	0,01736	1	0,01736	84,8	< 0,0001	0,02103	1	0,02103	493,1	< 0,0001
D	0,00111	1	0,00111	5,4	0,0332	0,00035	1	0,00035	8,1	0,0102
E	0,04339	1	0,04339	212,0	< 0,0001	0,03269	1	0,03269	766,7	< 0,0001
AB	0,00138	1	0,00138	6,7	0,0196	0,00063	1	0,00063	14,9	0,0011
AC	0,00312	1	0,00312	15,2	0,0013	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	0,00098	1	0,00098	23,0	0,0001
AE	0,00285	1	0,00285	13,9	0,0018	--	--	--	--	--
BC	0,00334	1	0,00334	16,3	0,0009	0,00754	1	0,00754	176,9	< 0,0001
BD	0,00135	1	0,00135	6,6	0,0208	--	--	--	--	--
BE	0,00512	1	0,00512	25,0	0,0001	0,01153	1	0,01153	270,3	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	0,00338	1	0,00338	16,5	0,0009	0,00219	1	0,00219	51,4	< 0,0001
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	0,00152	1	0,00152	7,4	0,0150	--	--	--	--	--
B²	0,00951	1	0,00951	46,5	< 0,0001	0,01042	1	0,01042	244,3	< 0,0001
C²	0,00108	1	0,00108	5,3	0,0358	0,00193	1	0,00193	45,4	< 0,0001
D²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E²	0,00340	1	0,00340	16,6	0,0009	0,00102	1	0,00102	23,9	0,0001
Rest	0,00327	16	0,00020			0,00081	19	0,00004		
AD	0,00024	7	0,00003	0,10	0,9968	0,00047	10	0,00005	1,2	0,3775
VS	0,00303	9	0,00034			0,00034	9	0,00004		
Gesamt	0,12816	32				0,14546	32			

Tabelle 9-20: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften DTM Sinterstation 2500HS, x0

VQ	E-Modul x0					Zugfestigkeit x0					Bruchdehnung x0				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	2102113	14	150151	511	< 0,0001	2301,9	16	143,9	402,7	< 0,0001	620,2	12	51,7	87,0	< 0,0001
A	106562	1	106562	363	< 0,0001	107,2	1	107,2	300,0	< 0,0001	36,8	1	36,8	61,9	< 0,0001
B	488143	1	488143	1662	< 0,0001	764,2	1	764,2	2139,0	< 0,0001	292,2	1	292,2	492,0	< 0,0001
C	139486	1	139486	475	< 0,0001	187,7	1	187,7	525,4	< 0,0001	86,6	1	86,6	145,7	< 0,0001
D	4604	1	4604	16	0,0008	13,4	1	13,4	37,6	< 0,0001	6,1	1	6,1	10,3	0,0042
E	766256	1	766256	2608	< 0,0001	431,0	1	431,0	1206,6	< 0,0001	152,3	1	152,3	256,3	< 0,0001
AB	30001	1	30001	102	< 0,0001	3,7	1	3,7	10,3	0,0051	--	--	--	--	--
AC	6439	1	6439	22	0,0002	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	5,6	1	5,6	15,6	0,0010	2,3	1	2,3	3,9	0,0611
AE	--	--	--	--	--	14,9	1	14,9	41,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
BC	77129	1	77129	263	< 0,0001	127,4	1	127,4	356,6	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	3787	1	3787	13	0,0020	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	154880	1	154880	527	< 0,0001	81,0	1	81,0	226,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	3,9	1	3,9	6,6	0,0180
CE	7618	1	7618	26	< 0,0001	3,6	1	3,6	10,2	0,0053	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	1,6	1	1,6	4,5	0,0482	--	--	--	--	--
A²	--	--	--	--	--	6,7	1	6,7	18,8	0,0005	17,4	1	17,4	29,2	< 0,0001
B²	55862	1	55862	190	< 0,0001	124,6	1	124,6	348,9	< 0,0001	12,5	1	12,5	21,0	0,0002
C²	--	--	--	--	--	6,3	1	6,3	17,6	0,0006	4,3	1	4,3	7,3	0,0134
D²	20557	1	20557	70	< 0,0001	--	--	--	--	--	22,6	1	22,6	38,1	< 0,0001
E²	31235	1	31235	106	< 0,0001	10,3	1	10,3	28,9	< 0,0001	12,5	1	12,5	21,0	0,0002
Rest	5582	19	294			6,1	17	0,36			12,5	21	0,59		
AD	1969	10	197	0,5	0,8588	4,3	8	0,54	2,8	0,0755	8,1	12	0,68	1,4	0,3089
VS	3613	9	401			1,8	9	0,20			4,3	9	0,48		
Gesamt	2107695	33				2308,0	33				632,6	33			

Tabelle 9-21: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften DTM Sinterstation 2500HS, xy45

VQ	E-Modul xy45					Zugfestigkeit xy45					Bruchdehnung xy45				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	2076440	16	129778	99	< 0,0001	2357,2	13	181,3	177,5	< 0,0001	680,2	6	113,4	96,5	< 0,0001
A	65063	1	65063	50	< 0,0001	118,5	1	118,5	116,0	< 0,0001	47,6	1	47,6	40,5	< 0,0001
B	700417	1	700417	535	< 0,0001	630,0	1	630,0	616,7	< 0,0001	339,7	1	339,7	289,2	< 0,0001
C	145580	1	145580	111	< 0,0001	171,1	1	171,1	167,5	< 0,0001	124,0	1	124,0	105,6	< 0,0001
D	6195	1	6195	4,7	0,0425	11,6	1	11,6	11,3	0,0031	4,3	1	4,3	3,6	0,0666
E	759420	1	759420	580	< 0,0001	741,2	1	741,2	725,5	< 0,0001	125,0	1	125,0	106,4	< 0,0001
AB	16744	1	16744	13	0,0020	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	9293	1	9293	7,1	0,0154	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	10486	1	10486	8,0	0,0107	23,8	1	23,8	23,3	0,0001	--	--	--	--	--
BC	59682	1	59682	46	< 0,0001	75,5	1	75,5	73,9	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	10282	1	10282	7,8	0,0114	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	128379	1	128379	98	< 0,0001	51,3	1	51,3	50,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
CD	10080	1	10080	7,7	0,0121	--	--	--	--	--	7,7	1	7,7	6,6	0,0161
CE	5975	1	5975	4,6	0,0459	5,3	1	5,3	5,2	0,0339	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	--	--	--	--	--	7,9	1	7,9	7,7	0,0116	--	--	--	--	--
B²	85464	1	85464	65	< 0,0001	126,9	1	126,9	124,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
C²	--	--	--	--	--	4,9	1	4,9	4,8	0,0414	--	--	--	--	--
D²	13443	1	13443	10	0,0047	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E²	49939	1	49939	38	< 0,0001	50,8	1	50,8	49,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
Rest	24893	19	1310			20,4	20	1,0			32,9	28	1,2		
AD	14141	10	1414	1,2	0,4049	12,3	11	1,1	1,2	0,3821	24,9	19	1,3	1,5	0,2789
VS	10753	9	1195			8,1	9	0,91			8,0	9	0,89		
Gesamt	2101333	35				2377,6	33				713,1	34			

Tabelle 9-22: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften DTM Sinterstation 2500HS, xz45

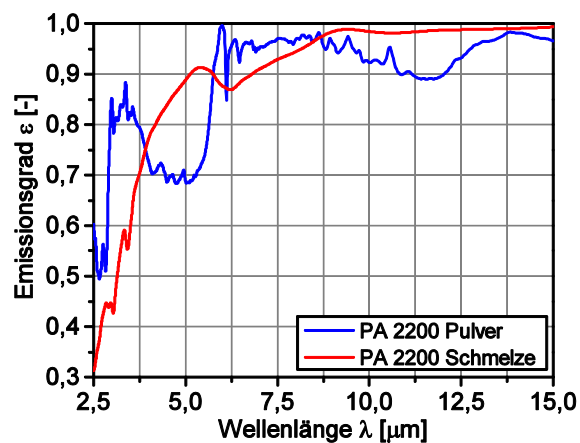
VQ	E-Modul xz45					Zugfestigkeit xz45					Bruchdehnung xz45				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	5363790	14	383128	71	< 0,0001	6747,3	9	749,7	79,2	< 0,0001	815,0	9	90,6	42,3	< 0,0001
A	316964	1	316964	59	< 0,0001	107,5	1	107,5	11,4	0,0028	39,1	1	39,1	18,3	0,0003
B	987227	1	987227	183	< 0,0001	2746,6	1	2746,6	290,3	< 0,0001	327,1	1	327,1	152,7	< 0,0001
C	222193	1	222193	41	< 0,0001	606,1	1	606,1	64,1	< 0,0001	62,2	1	62,2	29,0	< 0,0001
D	87567	1	87567	16	0,0007	55,6	1	55,6	5,9	0,0240	28,9	1	28,9	13,5	0,0012
E	1909452	1	1909452	353	< 0,0001	2641,7	1	2641,7	279,2	< 0,0001	278,4	1	278,4	130,0	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	38249	1	38249	7,1	0,0155	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	143,7	1	143,7	15,2	0,0008	22,3	1	22,3	10,4	0,0036
AE	24665	1	24665	4,6	0,0459	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	148203	1	148203	27	< 0,0001	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	94317	1	94317	17	0,0005	156,2	1	156,2	16,5	0,0005	--	--	--	--	--
CD	48030	1	48030	8,9	0,0077	--	--	--	--	--	18,5	1	18,5	8,6	0,0072
CE	19960	1	19960	3,7	0,0698	--	--	--	--	--	v				
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--					
A ²	31617	1	31617	5,8	0,0258	--	--	--	--	--					
B ²	169820	1	169820	31	< 0,0001	151,6	1	151,6	16,0	0,0006	26,5	1	26,5	12,4	0,0018
C ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
D ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	155136	1	155136	29	< 0,0001	123,1	1	123,1	13,0	0,0016	12,9	1	12,9	6,0	0,0215
Rest	102702	19	5405			208,1	22	9,5			51,4	24	2,1		
AD	49692	10	4969	0,8	0,6051	187,6	16	11,7	3,4	0,0680	33,8	17	2,0	0,79	0,6781
VS	53010	9	5890			20,5	6	3,4			17,6	7	2,5		
Gesamt	5466491	33				6955,4	31				866,4	33			

Tabelle 9-23: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften DTM Sinterstation 2500HS, z90

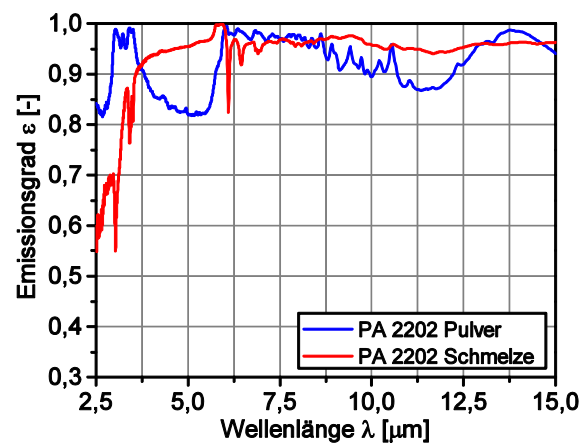
VQ	E-Modul z90					Zugfestigkeit z90					Bruchdehnung z90				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	6165842	12	513820	84	< 0,0001	7665,8	13	589,7	58,9	< 0,0001	477,8	15	31,9	219,1	< 0,0001
A	408526	1	408526	66	< 0,0001	619,9	1	619,9	61,9	< 0,0001	5,5	1	5,5	38,0	< 0,0001
B	1054950	1	1054950	172	< 0,0001	2359,5	1	2359,5	235,6	< 0,0001	161,0	1	161,0	1107,5	< 0,0001
C	527056	1	527056	86	< 0,0001	1282,7	1	1282,7	128,1	< 0,0001	25,0	1	25,0	172,2	< 0,0001
D	203461	1	203461	33	< 0,0001	437,0	1	437,0	43,6	< 0,0001	7,4	1	7,4	51,1	< 0,0001
E	2792331	1	2792331	454	< 0,0001	2986,2	1	2986,2	298,1	< 0,0001	158,0	1	158,0	1086,7	< 0,0001
AB	61523	1	61523	10	0,0047	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	169,2	1	169,2	16,9	0,0005	3,0	1	3,0	20,3	0,0002
AD	223038	1	223038	36	< 0,0001	497,9	1	497,9	49,7	< 0,0001	3,7	1	3,7	25,3	< 0,0001
AE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	0,83	1	0,8	5,7	0,0272
BC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	2,4	1	2,4	16,5	0,0007
BD	82906	1	82906	13	0,0014	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	119466	1	119466	19	0,0002	64,5	1	64,5	6,4	0,0195	25,1	1	25,1	172,8	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	204,5	1	204,5	20,4	0,0002	6,2	1	6,2	42,9	< 0,0001
CE	38054	1	38054	6,2	0,0213	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B ²	88592	1	88592	14	0,0011	48,5	1	48,5	4,8	0,0396	36,4	1	36,4	250,7	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	45,5	1	45,5	4,5	0,0456	1,7	1	1,7	11,6	0,0030
D ²	--	--	--	--	--	83,8	1	83,8	8,4	0,0090	1,3	1	1,3	9,3	0,0067
E ²	128546	1	128546	21	0,0002	79,5	1	79,5	7,9	0,0107	43,2	1	43,2	297,3	< 0,0001
Rest	129131	21	6149			200,3	20	10,0			2,8	19	0,15		
AD	81331	12	6778	1,3	0,3635	54,1	11	4,9	0,30	0,9671	1,3	10	0,13	0,85	0,6022
VS	47800	9	5311			146,2	9	16,2			1,4	9	0,16		
Gesamt	6294973	33				7866,1	33				480,5	34			

Tabelle 9-24: ANOVA Regressionsmodelle mechanische Eigenschaften DTM Sinterstation 2500HS, z90außen

VQ	E-Modul z90außen					Zugfestigkeit z90außen					Bruchdehnung z90außen				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	6136930	8	767116	40,8	< 0,0001	6563,1	7	937,6	48,5	< 0,0001	279,1	12	23,3	65,1	< 0,0001
A	185197	1	185197	9,9	0,0042	618,3	1	618,3	32,0	< 0,0001	1,8	1	1,8	5,0	0,0370
B	2435559	1	2435559	129,6	< 0,0001	2505,9	1	2505,9	129,6	< 0,0001	91,7	1	91,7	256,8	< 0,0001
C	504837	1	504837	26,9	< 0,0001	928,6	1	928,6	48,0	< 0,0001	11,0	1	11,0	30,8	< 0,0001
D	115063	1	115063	6,1	0,0202	428,9	1	428,9	22,2	< 0,0001	2,7	1	2,7	7,5	0,0125
E	2507310	1	2507310	133,5	< 0,0001	2563,8	1	2563,8	132,5	< 0,0001	70,4	1	70,4	197,0	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	9,7	1	9,7	27,1	< 0,0001
AC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	92292	1	92292	4,9	0,0356	--	--	--	--	--	1,9	1	1,9	5,3	0,0316
AE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	6,0	1	6,0	16,9	0,0005
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	5,7	1	5,7	16,0	0,0007
BE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	17,1	1	17,1	47,8	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	196,7	1	196,7	10,2	0,0037	--	--	--	--	--
B ²	80294	1	80294	4,3	0,0488	--	--	--	--	--	24,5	1	24,5	68,7	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
D ²	--	--	--	--	--	190,7	1	190,7	9,9	0,0042	--	--	--	--	--
E ²	184165	1	184165	9,8	0,0043	--	--	--	--	--	7,6	1	7,6	21,2	0,0002
Rest	488480	26	18788			502,9	26	19,3			7,5	21	0,36		
AD	253385	17	14905	0,57	0,8474	118,4	17	7,0	0,16	0,9993	3,7	12	0,31	0,75	0,6880
VS	235095	9	26122			384,5	9	42,7			3,8	9	0,42		
Gesamt	6625410	34				7066,0	33				286,6	33			

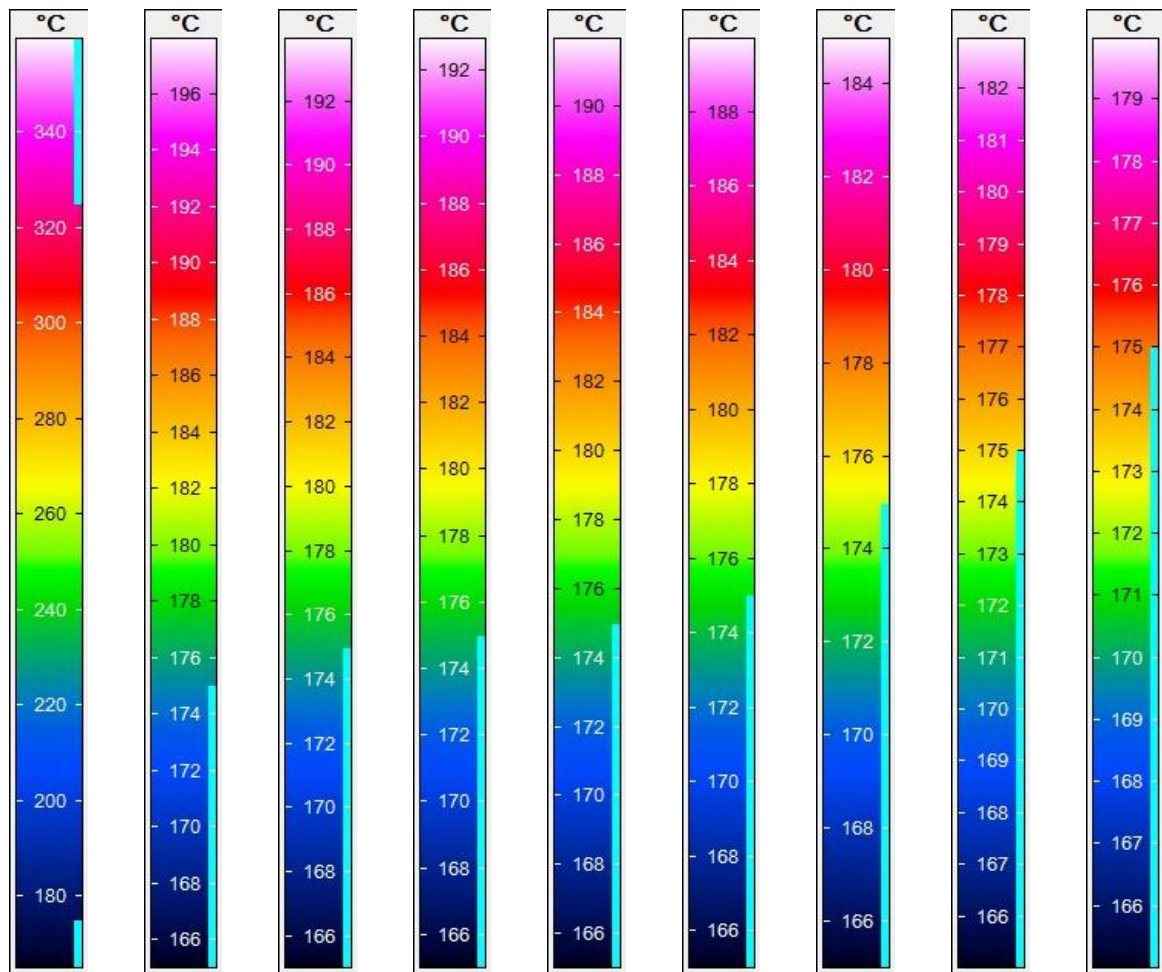


a) PA 2200



b) PA 2202

Bild 9-6: Längenwellenabhängige Emissionsgrade ϵ von PA 2200 und PA 2202 in Pulver- und Schmelzeform



a. 165 - 360 °C b. 165 - 198 °C c. 165 - 194 °C d. 165 - 193 °C e. 165 - 192 °C f. 165 - 190 °C g. 165 - 185 °C h. 165 - 183 °C i. 165 - 180 °C

Bild 9-7: Temperaturskalen zur Bewertung der Temperaturverteilung innerhalb der Bauteilquerschnitte

Tabelle 9-25: Temperaturverteilung beim bzw. nach dem Belichten von Bauteilquerschnitten mit einer Scanvektorlänge von $L_S = 50$ mm in Abhängigkeit der Nachschmelzzeit t_N und der Flächenenergiedichte E_A (zugehörige Temperaturskalen vgl. Bild 9-7)

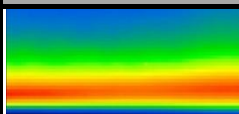
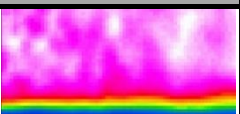
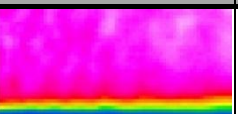
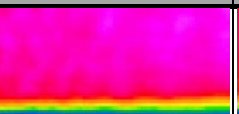
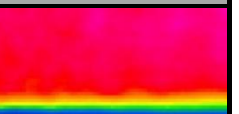
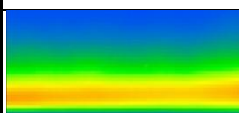



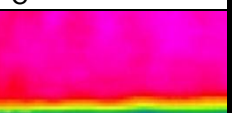
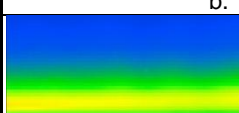




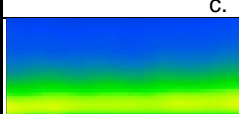
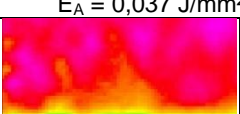
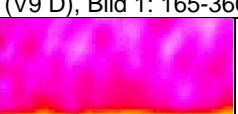
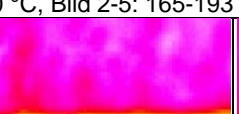

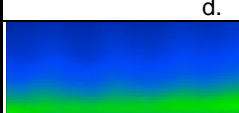
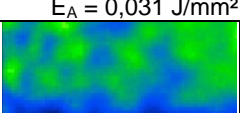
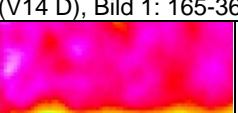

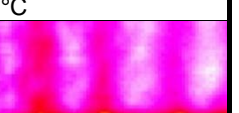

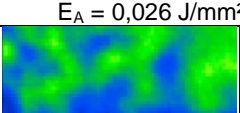
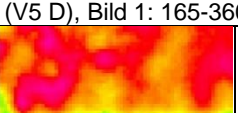
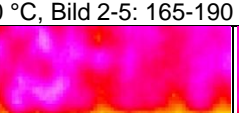


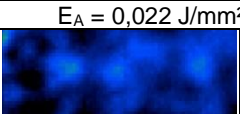
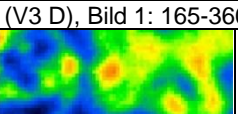
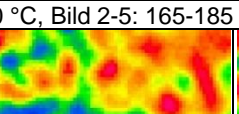
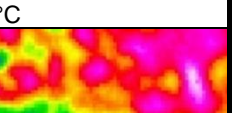

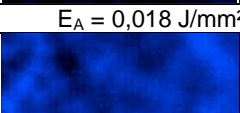
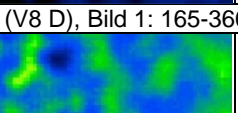
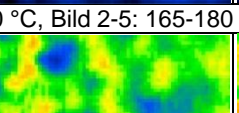
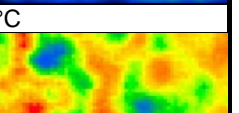
Temperaturverteilung im Bauteilquerschnitt während und nach dem Belichten				
0 s	4s	7s	10 s	15 s
				
a. $E_A = 0,050 \text{ J/mm}^2$ (V19 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-198 °C				
				
b. $E_A = 0,044 \text{ J/mm}^2$ (V2 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-193 °C				
				
c. $E_A = 0,037 \text{ J/mm}^2$ (V9 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-193 °C				
				
d. $E_A = 0,031 \text{ J/mm}^2$ (V14 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-192 °C				
				
e. $E_A = 0,026 \text{ J/mm}^2$ (V5 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-190 °C				
				
f. $E_A = 0,022 \text{ J/mm}^2$ (V3 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-185 °C				
				
g. $E_A = 0,018 \text{ J/mm}^2$ (V8 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-180 °C				
				
h. $E_A = 0,016 \text{ J/mm}^2$ (V15 D), Bild 1: 165-360 °C, Bild 2-5: 165-180 °C				

Tabelle 9-26: ANOVA Regressionsmodelle maximale Schmelzetemperaturen, Teil 1

VQ	Max. Schmelzetemperatur 5 mm					Max. Schmelzetemperatur 10 mm					Max. Schmelzetemperatur 25 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	19926,6	17	1172,2	2889,4	< 0,0001	18147,9	16	1134,2	2093,1	< 0,0001	13044,3	10	1304,4	1365,9	< 0,0001
A	1706,7	1	1706,7	4207,2	< 0,0001	2314,4	1	2314,4	4271,0	< 0,0001	1884,1	1	1884,1	1972,8	< 0,0001
B	7485,8	1	7485,8	18452,9	< 0,0001	10086,0	1	10086,0	18612,6	< 0,0001	7021,7	1	7021,7	7352,3	< 0,0001
C	4459,9	1	4459,9	10993,8	< 0,0001	5463,2	1	5463,2	10081,7	< 0,0001	4373,7	1	4373,7	4579,7	< 0,0001
D	1,9	1	1,9	4,7	0,0480	2,0	1	2,0	3,7	0,0725	17,5	1	17,5	18,3	0,0003
E	19,7	1	19,7	48,5	< 0,0001	36,6	1	36,6	67,5	< 0,0001	1,2	1	1,2	1,2	0,2798
AB	2,3	1	2,3	5,6	0,0328	165,1	1	165,1	304,6	< 0,0001	--	--	--	--	--
AC	8,9	1	8,9	22,0	0,0003	173,8	1	173,8	320,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	9,6	1	9,6	23,7	0,0003	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	95,8	1	95,8	236,3	< 0,0001	97,2	1	97,2	179,4	< 0,0001	16,8	1	16,8	17,6	0,0004
BD	8,1	1	8,1	19,9	0,0005	25,2	1	25,2	46,6	< 0,0001	--	--	--	--	--
BE	--	--	--	--	--	40,0	1	40,0	73,9	< 0,0001	4,3	1	4,3	4,5	0,0445
CD	10,7	1	10,7	26,3	0,0002	49,0	1	49,0	90,4	< 0,0001	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	52,5	1	52,5	96,9	< 0,0001	21,8	1	21,8	22,8	< 0,0001
DE	11,4	1	11,4	28,2	0,0001	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	37,7	1	37,7	92,9	< 0,0001	6,6	1	6,6	12,2	0,0030	--	--	--	--	--
B²	24,0	1	24,0	59,2	< 0,0001	442,4	1	442,4	816,4	< 0,0001	133,8	1	133,8	140,0	< 0,0001
C²	134,4	1	134,4	331,3	< 0,0001	193,9	1	193,9	357,9	< 0,0001	22,3	1	22,3	23,4	< 0,0001
D²	63,4	1	63,4	156,2	< 0,0001	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E²	6,4	1	6,4	15,7	0,0014	86,4	1	86,4	159,4	< 0,0001	--	--	--	--	--
Rest	5,7	14	0,41			8,7	16	0,54			21,0	22	0,96		
AD	1,3	5	0,27	0,56	0,7298	3,6	7	0,52	0,92	0,5340	5,1	13	0,39	0,22	0,9926
VS	4,3	9	0,48			5,1	9	0,56			15,9	9	1,8		
Gesamt	19932,3	31				18156,6	32				13065,3	32			

Tabelle 9-27: ANOVA Regressionsmodelle maximale Schmelzetemperaturen, Teil 2

VQ	Max. Schmelzetemperatur 50 mm					Max. Schmelzetemperatur 150 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	12242,2	15	816,1	865,6	< 0,0001	8239,6	12	686,6	241,6	< 0,0001
A	1688,0	1	1688,0	1790,2	< 0,0001	1201,4	1	1201,4	422,7	< 0,0001
B	4710,9	1	4710,9	4996,1	< 0,0001	3766,4	1	3766,4	1325,0	< 0,0001
C	4957,9	1	4957,9	5258,1	< 0,0001	3282,7	1	3282,7	1154,8	< 0,0001
D	8,9	1	8,9	9,4	0,0066	2,4	1	2,4	0,8	0,3713
E	20,1	1	20,1	21,3	0,0002	0,1	1	0,1	0,0	0,8578
AB	9,3	1	9,3	9,8	0,0058	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	44,7	1	44,7	15,7	0,0007
AE	9,0	1	9,0	9,5	0,0064	--	--	--	--	--
BC	8,1	1	8,1	8,6	0,0088	31,0	1	31,0	10,9	0,0034
BD	9,5	1	9,5	10,1	0,0052	--	--	--	--	--
BE	--	--	--	--	--	51,2	1	51,2	18,0	0,0004
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	21,9	1	21,9	23,3	0,0001	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	4,6	1	4,6	4,9	0,0396	35,0	1	35,0	12,3	0,0021
B²	13,4	1	13,4	14,2	0,0014	88,3	1	88,3	31,1	< 0,0001
C²	89,0	1	89,0	94,4	< 0,0001	32,0	1	32,0	11,3	0,0030
D²	5,1	1	5,1	5,4	0,0322	--	--	--	--	--
E²	70,0	1	70,0	74,2	< 0,0001	12,3	1	12,3	4,3	0,0497
Rest	17,0	18	0,94			59,7	21	2,8		
AD	9,1	9	1,0	1,2	0,4169	25,8	12	2,1	0,57	0,8207
VS	7,9	9	0,88			33,9	9	3,8		
Gesamt	12259,2	33				8299,3	33			

Tabelle 9-28: ANOVA Regressionsmodelle Schmelzetemperaturen 10 s nach der Belichtung, Teil 1

VQ	Temp. 10 s nach der Belichtung 5 mm					Temp. 10 s nach der Belichtung 10 mm					Temp. 10 s nach der Belichtung 25 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	432,9	12	36,1	65,6	< 0,0001	627,3	17	36,9	107,3	< 0,0001	1086,2	18	60,3	290,2	< 0,0001
A	27,6	1	27,6	50,3	< 0,0001	58,5	1	58,5	170,1	< 0,0001	3,7	1	3,7	17,9	0,0010
B	82,6	1	82,6	150,2	< 0,0001	77,0	1	77,0	224,1	< 0,0001	282,7	1	282,7	1359,6	< 0,0001
C	65,9	1	65,9	119,8	< 0,0001	114,3	1	114,3	332,5	< 0,0001	204,6	1	204,6	983,8	< 0,0001
D	6,8	1	6,8	12,3	0,0025	28,2	1	28,2	81,9	< 0,0001	54,0	1	54,0	259,5	< 0,0001
E	23,6	1	23,6	43,0	< 0,0001	42,1	1	42,1	122,6	< 0,0001	58,1	1	58,1	279,4	< 0,0001
AB	8,5	1	8,5	15,5	0,0010	17,9	1	17,9	52,1	< 0,0001	1,4	1	1,4	6,8	0,0220
AC	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AD	4,3	1	4,3	7,9	0,0117	17,1	1	17,1	49,7	< 0,0001	30,8	1	30,8	148,2	< 0,0001
AE	10,8	1	10,8	19,6	0,0003	14,2	1	14,2	41,2	< 0,0001	12,6	1	12,6	60,6	< 0,0001
BC	11,0	1	11,0	20,1	0,0003	37,7	1	37,7	109,6	< 0,0001	58,5	1	58,5	281,3	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	11,1	1	11,1	32,2	< 0,0001	22,0	1	22,0	105,8	< 0,0001
BE	2,6	1	2,6	4,7	0,0436	2,4	1	2,4	6,9	0,0191	5,3	1	5,3	25,3	0,0002
CD	--	--	--	--	--	3,1	1	3,1	9,0	0,0091	3,5	1	3,5	16,9	0,0012
CE	--	--	--	--	--	4,7	1	4,7	13,7	0,0021	32,5	1	32,5	156,2	< 0,0001
DE	--	--	--	--	--	5,0	1	5,0	14,5	0,0017	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	2,3	1	2,3	6,7	0,0208	25,6	1	25,6	123,2	< 0,0001
B ²	109,9	1	109,9	199,8	< 0,0001	39,3	1	39,3	114,3	< 0,0001	51,9	1	51,9	249,4	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	2,7	1	2,7	7,9	0,0131	16,9	1	16,9	81,1	< 0,0001
D ²	6,7	1	6,7	12,2	0,0026	--	--	--	--	--	2,7	1	2,7	13,0	0,0032
E ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	12,7	1	12,7	60,9	< 0,0001
Rest	9,9	18	0,5			5,2	15	0,3			2,7	13	0,2		
AD	4,7	9	0,5	0,9	0,5627	2,1	6	0,4	1,1	0,4464	0,5	4	0,1	0,6	0,7040
VS	5,2	9	0,6			3,0	9	0,3			2,2	9	0,24		
Gesamt	442,8	30				632,4	32				1088,9	31			

Tabelle 9-29: ANOVA Regressionsmodelle Schmelzetemperaturen 10 s nach der Belichtung, Teil 2

VQ	Temp. 10 s nach der Belichtung 50 mm					Temp. 10 s nach der Belichtung 150 mm				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	1077,5	15	71,8	81,0	< 0,0001	888,7	16	55,5	72,4	< 0,0001
A	97,1	1	97,1	109,5	< 0,0001	54,2	1	54,2	70,6	< 0,0001
B	595,3	1	595,3	671,4	< 0,0001	298,9	1	298,9	389,5	< 0,0001
C	174,8	1	174,8	197,1	< 0,0001	204,5	1	204,5	266,6	< 0,0001
D	71,0	1	71,0	80,1	< 0,0001	37,8	1	37,8	49,3	< 0,0001
E	90,8	1	90,8	102,4	< 0,0001	52,2	1	52,2	68,1	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	18,7	1	18,7	24,3	0,0002
AC	15,7	1	15,7	17,7	0,0006	7,5	1	7,5	9,8	0,0069
AD	29,5	1	29,5	33,3	< 0,0001	9,6	1	9,6	12,5	0,0030
AE	9,3	1	9,3	10,5	0,0048	--	--	--	--	--
BC	88,6	1	88,6	99,9	< 0,0001	43,7	1	43,7	57,0	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	7,6	1	7,6	9,9	0,0067
BE	--	--	--	--	--	14,7	1	14,7	19,1	0,0005
CD	5,7	1	5,7	6,4	0,0212	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	12,2	1	12,2	15,9	0,0012
DE	--	--	--	--	--	7,2	1	7,2	9,4	0,0079
A ²	17,3	1	17,3	19,6	0,0004	5,1	1	5,1	6,6	0,0213
B ²	49,3	1	49,3	55,6	< 0,0001	4,8	1	4,8	6,3	0,0241
C ²	22,3	1	22,3	25,1	0,0001	9,1	1	9,1	11,8	0,0037
D ²	7,0	1	7,0	7,9	0,0120	--	--	--	--	--
E ²	12,5	1	12,5	14,1	0,0016	--	--	--	--	--
Rest	15,1	17	0,9			11,5	15	0,8		
AD	5,2	8	0,7	0,6	0,7584	3,4	7	0,5	0,5	0,8323
VS	9,8	9	1,1			8,2	8	1,0		
Gesamt	1325,9	34				900,2	31			

Tabelle 9-30: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: E-Modul, Teil 1

VQ	E-Modul z90 Bauraummitte					E-Modul z90 Ecken					E-Modul z90 Ecke links-vorne				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	86162,5	12	7180,2	26,1	< 0,0001	83763,5	13	6443,3	20,5	< 0,0001	247692	12	20641,0	37,8	< 0,0001
A	7796,0	1	7796,0	28,4	0,0001	3692,6	1	3692,6	11,7	0,0045	4391,7	1	4391,7	8,0	0,0125
B	11481,0	1	11481,0	41,8	< 0,0001	17475,1	1	17475,1	55,5	< 0,0001	6072,9	1	6072,9	11,1	0,0045
C	2421,1	1	2421,1	8,8	0,0102	503,4	1	503,4	1,6	0,2283	1351,5	1	1351,5	2,5	0,1366
D	770,0	1	770,0	2,8	0,1163	3149,5	1	3149,5	10,0	0,0075	1375,0	1	1375,0	2,5	0,1335
E	12098,4	1	12098,4	44,0	< 0,0001	6142,6	1	6142,6	19,5	0,0007	86660,9	1	86660,9	158,6	< 0,0001
AB	2519,7	1	2519,7	9,2	0,0090	1609,7	1	1609,7	5,1	0,0416	2289,9	1	2289,9	4,2	0,0585
AC	8643,7	1	8643,7	31,5	< 0,0001	13454,8	1	13454,8	42,7	< 0,0001	17435,4	1	17435,4	31,9	< 0,0001
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	6551,6	1	6551,6	23,8	0,0002	1829,8	1	1829,8	5,8	0,0315	33861,7	1	33861,7	62,0	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	2479,6	1	2479,6	7,9	0,0149	8506,2	1	8506,2	15,6	0,0013
BE	--	--	--	--	--	1763,7	1	1763,7	5,6	0,0342	--	--	--	--	--
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	5270,6	1	5270,6	9,6	0,0072
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	7642,1	1	7642,1	27,8	0,0001	6133,8	1	6133,8	19,5	0,0007	45661,3	1	45661,3	83,6	< 0,0001
A²	2210,2	1	2210,2	8,0	0,0132	9482,3	1	9482,3	30,1	0,0001	--	--	--	--	--
B²	6632,7	1	6632,7	24,1	0,0002	3600,2	1	3600,2	11,4	0,0049	35230,9	1	35230,9	64,5	< 0,0001
C²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
D²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E²	971,6	1	971,6	3,5	0,0810	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	3847,0	14	274,8			4093,9	13	314,9			8193,8	15	546,3		
AD	2241,4	12	186,8	0,23	0,9609	1643,9	11	149,4	0,12	0,9934	4943,8	12	412,0	0,38	0,9020
VS	1605,6	2	802,8			2450,0	2	1225,0			3250,0	3	1083,3		
Gesamt	90009,5	26				87857,4	26				255886	27			

Tabelle 9-31: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: E-Modul, Teil 2

VQ	E-Modul x0/y0					STABW E-Modul x0/y0				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	140789	12	11732,4	51,7	< 0,0001	2133,4	10	213,3	16,8	< 0,0001
A	28305,9	1	28305,9	124,6	< 0,0001	156,0	1	156,0	12,3	0,0029
B	28572,0	1	28572,0	125,8	< 0,0001	185,6	1	185,6	14,6	0,0015
C	18104,8	1	18104,8	79,7	< 0,0001	449,8	1	449,8	35,5	< 0,0001
D	0,0	1	0,0	0,00	0,9945	111,2	1	111,2	8,8	0,0092
E	2293,6	1	2293,6	10,1	0,0067	775,5	1	775,5	61,1	< 0,0001
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	13942,9	1	13942,9	61,4	< 0,0001	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	439,0	1	439,0	34,6	< 0,0001
AE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	10920,8	1	10920,8	48,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	2839,5	1	2839,5	12,5	0,0033	138,3	1	138,3	10,9	0,0045
BE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CD	995,9	1	995,9	4,4	0,0549	157,8	1	157,8	12,4	0,0028
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	22847,8	1	22847,8	100,6	< 0,0001	46,9	1	46,9	3,7	0,0723
A²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B²	10603,2	1	10603,2	46,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
C²	2245,1	1	2245,1	9,9	0,0072	--	--	--	--	--
D²	--	--	--	--	--	62,1	1	62,1	4,9	0,0418
E²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	3180,0	14	227,1			202,9	16	12,7		
AD	3067,5	13	236,0	2,1	0,4980	36,0	12	3,0	0,07	0,9998
VS	112,5	1	112,5			166,9	4	41,7		
Gesamt	143969	26				2336,3	26			

Tabelle 9-32: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Zugfestigkeit, Teil 1

VQ	Zugfestigkeit z90 Bauraummitte					Zugfestigkeit z90 Ecken					Zugfestigkeit z90 Ecke links-vorne				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	71,9	11	6,5	36,6	< 0,0001	63,6	15	4,2	25,0	< 0,0001	815,7	13	62,7	60,4	< 0,0001
A	0,15	1	0,15	0,82	0,3776	0,73	1	0,73	4,3	0,0600	27,8	1	27,8	26,8	< 0,0001
B	0,35	1	0,35	2,0	0,1780	0,17	1	0,17	1,0	0,3322	81,3	1	81,3	78,2	< 0,0001
C	0,85	1	0,85	4,8	0,0439	0,30	1	0,30	1,8	0,2090	87,5	1	87,5	84,2	< 0,0001
D	0,12	1	0,12	0,69	0,4181	0,81	1	0,81	4,8	0,0492	1,3	1	1,3	1,3	0,2783
E	13,3	1	13,3	74,5	< 0,0001	13,1	1	13,1	77,1	< 0,0001	101,4	1	101,4	97,6	< 0,0001
AB	3,1	1	3,1	17,4	0,0007	4,4	1	4,4	25,9	0,0003	19,4	1	19,4	18,7	0,0005
AC	16,9	1	16,9	94,6	< 0,0001	7,4	1	7,4	43,8	< 0,0001	41,2	1	41,2	39,6	< 0,0001
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	5,9	1	5,9	5,6	0,0303
AE	--	--	--	--	--	1,1	1	1,1	6,6	0,0250	9,5	1	9,5	9,1	0,0081
BC	21,0	1	21,0	117,4	< 0,0001	7,4	1	7,4	43,9	< 0,0001	78,2	1	78,2	75,3	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	0,63	1	0,63	3,7	0,0783	46,6	1	46,6	44,9	< 0,0001
BE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	0,55	1	0,55	3,2	0,0969	--	--	--	--	--
DE	7,1	1	7,1	40,0	< 0,0001	2,7	1	2,7	15,8	0,0019	11,2	1	11,2	10,8	0,0047
A ²	12,4	1	12,4	69,5	< 0,0001	0,94	1	0,94	5,6	0,0360	--	--	--	--	--
B ²	--	--	--	--	--	4,2	1	4,2	24,5	0,0003	80,6	1	80,6	77,6	< 0,0001
C ²	--	--	--	--	--	1,7	1	1,7	10,0	0,0083	--	--	--	--	--
D ²	3,6	1	3,6	20,1	0,0004	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	2,9	16	0,18			2,0	12	0,17			16,6	16	1,0		
AD	1,3	12	0,11	0,29	0,9572	0,69	8	0,09	0,25	0,9529	9,2	11	0,84	0,57	0,7969
VS	1,5	4	0,38			1,3	4	0,34			7,4	5	1,5		
Gesamt	74,8	27				65,6	27				832,3	29			

Tabelle 9-33: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Zugfestigkeit, Teil 2

VQ	Zugfestigkeit x0/y0					STABW Zugfestigkeit x0/y0				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	60,1	11	5,5	48,4	< 0,0001	2,0	15	0,13	67,4	< 0,0001
A	7,5	1	7,5	66,5	< 0,0001	0,24	1	0,24	121,3	< 0,0001
B	12,3	1	12,3	109,0	< 0,0001	0,26	1	0,26	131,8	< 0,0001
C	6,7	1	6,7	58,9	< 0,0001	0,07	1	0,07	34,2	< 0,0001
D	0,16	1	0,16	1,4	0,2468	0,00	1	0,00	0,0	0,9654
E	7,6	1	7,6	67,6	< 0,0001	0,04	1	0,04	19,0	0,0009
AB	3,1	1	3,1	27,9	< 0,0001	0,02	1	0,02	10,2	0,0077
AC	3,9	1	3,9	34,6	< 0,0001	0,13	1	0,13	64,2	< 0,0001
AD	--	--	--	--	--	0,01	1	0,01	6,6	0,0248
AE	--	--	--	--	--	0,04	1	0,04	20,1	0,0008
BC	6,6	1	6,6	58,7	< 0,0001	0,22	1	0,22	109,9	< 0,0001
BD	--	--	--	--	--	0,03	1	0,03	14,3	0,0026
BE	--	--	--	--	--	0,07	1	0,07	33,4	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	4,8	1	4,8	42,5	< 0,0001	0,06	1	0,06	28,7	0,0002
A ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B ²	2,2	1	2,2	19,5	0,0004	0,05	1	0,05	27,0	0,0002
C ²	--	--	--	--	--	0,01	1	0,01	7,6	0,0171
D ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	1,2	1	1,2	10,9	0,0043	--	--	--	--	--
Rest	1,9	17	0,11			0,02	12	0,00		
AD	0,91	13	0,07	0,28	0,9655	0,01	7	0,00	0,38	0,8815
VS	1,0	4	0,25			0,02	5	0,00		
Gesamt	62,0	28				2,0	27			

Tabelle 9-34: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Bruchdehnung, Teil 1

VQ	Bruchdehnung z90 Bauraummitte					Bruchdehnung z90 Ecken					Bruchdehnung z90 Ecke links-vorne				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	329,4	11	29,9	48,6	< 0,0001	158,9	13	12,2	48,5	< 0,0001	170,1	10	17,0	35,5	< 0,0001
A	22,6	1	22,6	36,7	< 0,0001	2,2	1	2,2	8,8	0,0103	35,0	1	35,0	73,0	< 0,0001
B	50,5	1	50,5	82,0	< 0,0001	15,9	1	15,9	63,1	< 0,0001	57,5	1	57,5	119,9	< 0,0001
C	47,4	1	47,4	76,9	< 0,0001	44,9	1	44,9	178,3	< 0,0001	25,3	1	25,3	52,7	< 0,0001
D	2,3	1	2,3	3,8	0,0696	2,7	1	2,7	10,8	0,0053	0,04	1	0,04	0,08	0,7816
E	7,3	1	7,3	11,8	0,0034	4,4	1	4,4	17,6	0,0009	11,6	1	11,6	24,2	0,0001
AB	24,3	1	24,3	39,4	< 0,0001	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	9,3	1	9,3	15,0	0,0013	9,1	1	9,1	36,1	< 0,0001	--	--	--	--	--
AD	11,1	1	11,1	18,1	0,0006	1,8	1	1,8	7,0	0,0191	--	--	--	--	--
AE	--	--	--	--	--	0,99	1	0,99	3,9	0,0669	--	--	--	--	--
BC	43,3	1	43,3	70,3	< 0,0001	29,3	1	29,3	116,3	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	6,4	1	6,4	10,4	0,0052	0,81	1	0,81	3,2	0,0944	13,6	1	13,6	28,3	< 0,0001
BE	--	--	--	--	--	1,4	1	1,4	5,7	0,0315	5,9	1	5,9	12,3	0,0027
CD	--	--	--	--	--	1,7	1	1,7	6,8	0,0207	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	6,5	1	6,5	13,6	0,0018
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	3,7	1	3,7	7,8	0,0127
B ²	7,8	1	7,8	12,6	0,0027	5,4	1	5,4	21,4	0,0004	2,6	1	2,6	5,3	0,0337
C ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
D ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	9,9	16	0,62			3,5	14	0,25			8,1	17	0,48		
AD	7,6	12	0,63	1,1	0,5095	2,0	10	0,20	0,55	0,8007	5,5	14	0,40	0,46	0,8650
VS	2,3	4	0,57			1,5	4	0,37			2,6	3	0,87		
Gesamt	339,2	27				162,4	27				178,3	27			

Tabelle 9-35: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Bruchdehnung, Teil 2

VQ	Bruchdehnung x0/y0					STABW Bruchdehnung x0/y0				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	65,7	12	5,5	28,7	< 0,0001	4,2	14	0,30	43,2	< 0,0001
A	0,76	1	0,8	4,0	0,0661	0,11	1	0,11	16,2	0,0020
B	0,33	1	0,33	1,7	0,2102	0,00	1	0,00	0,35	0,5674
C	1,8	1	1,8	9,6	0,0078	0,63	1	0,63	90,0	< 0,0001
D	3,9	1	3,9	20,6	0,0005	0,04	1	0,04	6,1	0,0310
E	0,19	1	0,19	1,0	0,3346	0,25	1	0,25	35,6	< 0,0001
AB	16,4	1	16,4	85,9	< 0,0001	--	--	--	--	--
AC	2,2	1	2,2	11,5	0,0044	0,50	1	0,50	71,3	< 0,0001
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	12,6	1	12,6	65,8	< 0,0001	0,06	1	0,06	8,7	0,0132
BC	4,1	1	4,1	21,6	0,0004	0,17	1	0,17	24,9	0,0004
BD	2,0	1	2,0	10,6	0,0057	1,6	1	1,6	221,9	< 0,0001
BE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CD	5,9	1	5,9	30,8	< 0,0001	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	0,46	1	0,46	65,7	< 0,0001
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	0,68	1	0,68	96,9	< 0,0001
B ²	--	--	--	--	--	0,08	1	0,08	11,4	0,0061
C ²	3,6	1	3,6	18,9	0,0007	--	--	--	--	--
D ²	--	--	--	--	--	0,21	1	0,21	29,4	0,0002
E ²	--	--	--	--	--	0,22	1	0,22	31,3	0,0002
Rest	2,7	14	0,19			0,08	11	0,01		
AD	1,3	10	0,13	0,39	0,8946	0,05	10	0,01	0,21	0,9444
VS	1,3	4	0,34			0,02	1	0,02		
Gesamt	68,4	26				4,3	25			

Tabelle 9-36: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Bauteildichte

VQ	Bauteildichte					STABW Bauteildichte				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	7,4E-03	16	4,6E-04	120,9	< 0,0001	7,5E-04	19	3,9E-05	296,5	< 0,0001
A	1,3E-03	1	1,3E-03	330,7	< 0,0001	7,5E-05	1	7,5E-05	566,5	< 0,0001
B	1,9E-03	1	1,9E-03	500,6	< 0,0001	1,2E-04	1	1,2E-04	904,7	< 0,0001
C	1,2E-03	1	1,2E-03	314,0	< 0,0001	3,2E-05	1	3,2E-05	241,4	< 0,0001
D	2,0E-04	1	2,0E-04	52,8	< 0,0001	4,5E-07	1	4,5E-07	3,4	0,0985
E	5,2E-04	1	5,2E-04	135,2	< 0,0001	2,8E-05	1	2,8E-05	211,2	< 0,0001
AB	2,9E-04	1	2,9E-04	75,6	< 0,0001	2,7E-05	1	2,7E-05	202,2	< 0,0001
AC	2,0E-04	1	2,0E-04	53,2	< 0,0001	2,8E-05	1	2,8E-05	215,3	< 0,0001
AD	1,8E-05	1	1,8E-05	4,8	0,0496	2,0E-05	1	2,0E-05	148,1	< 0,0001
AE	--	--	--	--	--	1,0E-05	1	1,0E-05	77,6	< 0,0001
BC	4,2E-04	1	4,2E-04	109,0	< 0,0001	6,1E-05	1	6,1E-05	460,6	< 0,0001
BD	1,1E-04	1	1,1E-04	29,5	0,0002	1,8E-05	1	1,8E-05	134,3	< 0,0001
BE	--	--	--	--	--	9,8E-06	1	9,8E-06	74,2	< 0,0001
CD	--	--	--	--	--	3,6E-06	1	3,6E-06	27,4	0,0005
CE	1,0E-04	1	1,0E-04	27,2	0,0002	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	1,7E-06	1	1,7E-06	12,5	0,0064
A²	1,0E-04	1	1,0E-04	27,2	0,0002	5,2E-06	1	5,2E-06	39,7	0,0001
B²	2,2E-04	1	2,2E-04	56,5	< 0,0001	1,6E-05	1	1,6E-05	118,1	< 0,0001
C²	2,4E-04	1	2,4E-04	63,5	< 0,0001	2,5E-05	1	2,5E-05	190,2	< 0,0001
D²	8,2E-05	1	8,2E-05	21,4	0,0006	4,8E-06	1	4,8E-06	36,2	0,0002
E²	1,0E-04	1	1,0E-04	26,6	0,0002	1,1E-05	1	1,1E-05	81,6	< 0,0001
Rest	4,6E-05	12	3,8E-06			1,2E-06	9	1,3E-07		
AD	2,9E-05	7	4,1E-06	1,2	0,4248	3,5E-07	4	8,6E-08	0,51	0,7323
VS	1,7E-05	5	3,4E-06			8,5E-07	5	1,7E-07		
Gesamt	7,4E-03	28				7,5E-04	28			

Tabelle 9-37: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Maßabweichung xy-Ebene außen

VQ	Maßabweichung xy-Ebene außen					STABW Maßabweichung xy-Ebene außen				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	9,2E-02	11	8,3E-03	97,7	< 0,0001	2,6E-03	11	2,4E-04	47,3	< 0,0001
A	8,9E-03	1	8,9E-03	104,1	< 0,0001	1,3E-03	1	1,3E-03	255,8	< 0,0001
B	2,5E-02	1	2,5E-02	295,6	< 0,0001	7,6E-04	1	7,6E-04	149,9	< 0,0001
C	1,9E-02	1	1,9E-02	219,9	< 0,0001	3,8E-04	1	3,8E-04	75,5	< 0,0001
D	1,4E-03	1	1,4E-03	15,9	0,0009	9,7E-06	1	9,7E-06	1,9	0,1891
E	3,0E-02	1	3,0E-02	351,6	< 0,0001	6,5E-06	1	6,5E-06	1,3	0,2752
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	6,1E-04	1	6,1E-04	7,2	0,0155	2,3E-04	1	2,3E-04	45,5	< 0,0001
AD	--	--	--	--	--	2,5E-04	1	2,5E-04	48,3	< 0,0001
AE	2,2E-03	1	2,2E-03	26,2	< 0,0001	4,7E-05	1	4,7E-05	9,3	0,0085
BC	3,8E-03	1	3,8E-03	44,0	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	1,7E-03	1	1,7E-03	20,1	0,0003	3,8E-04	1	3,8E-04	74,0	< 0,0001
BE	--	--	--	--	--	1,2E-04	1	1,2E-04	24,1	0,0002
CD	1,4E-03	1	1,4E-03	16,3	0,0008	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
C²	2,2E-03	1	2,2E-03	25,8	< 0,0001	--	--	--	--	--
D²	--	--	--	--	--	5,3E-05	1	5,3E-05	10,4	0,0061
E²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	1,5E-03	18	8,5E-05			7,1E-05	14	5,1E-06		
AD	9,5E-04	13	7,3E-05	0,62	0,7771	6,5E-05	13	5,0E-06	0,89	0,6916
VS	5,9E-04	5	1,2E-04			5,6E-06	1	5,6E-06		
Gesamt	9,3E-02	29				2,7E-03	25			

Tabelle 9-38: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Maßabweichung xy-Ebene innen

VQ	Maßabweichung xy-Ebene innen					STABW Maßabweichung xy-Ebene innen				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	1,4E-01	15	9,4E-03	284,9	< 0,0001	5,4E-03	11	4,9E-04	36,7	< 0,0001
A	4,0E-02	1	4,0E-02	1224,9	< 0,0001	1,8E-03	1	1,8E-03	132,2	< 0,0001
B	4,1E-02	1	4,1E-02	1237,8	< 0,0001	1,5E-03	1	1,5E-03	109,6	< 0,0001
C	4,1E-02	1	4,1E-02	1241,5	< 0,0001	4,2E-04	1	4,2E-04	31,3	< 0,0001
D	2,0E-04	1	2,0E-04	5,9	0,0315	3,1E-06	1	3,1E-06	0,23	0,6387
E	2,4E-03	1	2,4E-03	73,8	< 0,0001	4,6E-04	1	4,6E-04	34,3	< 0,0001
AB	1,2E-03	1	1,2E-03	35,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
AC	3,8E-03	1	3,8E-03	116,4	< 0,0001	2,1E-04	1	2,1E-04	15,6	0,0012
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	2,2E-03	1	2,2E-03	67,1	< 0,0001	2,0E-04	1	2,0E-04	15,3	0,0013
BC	2,5E-03	1	2,5E-03	75,2	< 0,0001	1,0E-04	1	1,0E-04	7,6	0,0140
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	2,6E-03	1	2,6E-03	79,7	< 0,0001	4,2E-04	1	4,2E-04	31,2	< 0,0001
CD	2,4E-04	1	2,4E-04	7,2	0,0201	4,2E-04	1	4,2E-04	31,3	< 0,0001
CE	1,1E-03	1	1,1E-03	32,6	< 0,0001	--	--	--	--	--
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B²	5,8E-04	1	5,8E-04	17,5	0,0013	--	--	--	--	--
C²	1,5E-03	1	1,5E-03	45,7	< 0,0001	--	--	--	--	--
D²	6,2E-04	1	6,2E-04	18,8	0,0010	--	--	--	--	--
E²	--	--	--	--	--	8,6E-05	1	8,6E-05	6,4	0,0220
Rest	3,9E-04	12	3,3E-05			2,1E-04	16	1,3E-05		
AD	3,6E-04	9	4,0E-05	3,6	0,1589	1,4E-04	12	1,2E-05	0,70	0,7169
VS	3,3E-05	3	1,1E-05			6,9E-05	4	1,7E-05		
Gesamt	1,4E-01	27				5,6E-03	27			

Tabelle 9-39: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Maßabweichung z-Richtung

VQ	Maßabweichung z-Richtung					STABW Maßabweichung z-Richtung				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	6,0E-02	13	4,6E-03	84,3	< 0,0001	1,2E-03	12	9,6E-05	20,7	< 0,0001
A	4,0E-04	1	4,0E-04	7,2	0,0171	4,8E-07	1	4,8E-07	0,10	0,7527
B	9,1E-07	1	9,1E-07	0,02	0,8996	2,8E-04	1	2,8E-04	60,6	< 0,0001
C	1,0E-05	1	1,0E-05	0,19	0,6708	3,1E-04	1	3,1E-04	66,0	< 0,0001
D	8,3E-04	1	8,3E-04	15,1	0,0015	8,6E-06	1	8,6E-06	1,9	0,1966
E	4,2E-02	1	4,2E-02	759,3	< 0,0001	9,2E-05	1	9,2E-05	19,8	0,0007
AB	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	7,7E-05	1	7,7E-05	16,6	0,0013
AD	2,1E-04	1	2,1E-04	3,8	0,0706	9,1E-05	1	9,1E-05	19,6	0,0007
AE	1,5E-03	1	1,5E-03	28,0	< 0,0001	--	--	--	--	--
BC	--	--	--	--	--	3,6E-05	1	3,6E-05	7,6	0,0161
BD	--	--	--	--	--	1,2E-04	1	1,2E-04	25,0	0,0002
BE	1,5E-03	1	1,5E-03	26,7	0,0001	2,2E-05	1	2,2E-05	4,7	0,0484
CD	4,6E-04	1	4,6E-04	8,4	0,0110	--	--	--	--	--
CE	8,5E-04	1	8,5E-04	15,5	0,0013	--	--	--	--	--
DE	7,2E-04	1	7,2E-04	13,0	0,0026	--	--	--	--	--
A²	3,2E-04	1	3,2E-04	5,8	0,0289	--	--	--	--	--
B²	--	--	--	--	--	1,1E-04	1	1,1E-04	24,2	0,0003
C²	2,7E-04	1	2,7E-04	4,8	0,0443	--	--	--	--	--
D²	--	--	--	--	--	1,5E-04	1	1,5E-04	32,1	< 0,0001
E²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	8,3E-04	15	5,5E-05			6,0E-05	13	4,7E-06		
AD	3,8E-04	10	3,8E-05	0,42	0,8843	3,8E-05	11	3,5E-06	0,31	0,9212
VS	4,5E-04	5	9,0E-05			2,2E-05	2	1,1E-05		
Gesamt	6,1E-02	28				1,2E-03	25			

Tabelle 9-40: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Parallelität

VQ	Parallelität xz/yz-Ebene Außenflächen					Parallelität xz/yz-Ebene Innenflächen					Parallelität xy-Ebene Außenflächen				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell	1,9E-02	9	2,1E-03	125,4	< 0,0001	7,0E-03	12	5,9E-04	65,0	< 0,0001	6,3E-03	9	7,0E-04	30,8	< 0,0001
A	4,3E-03	1	4,3E-03	254,4	< 0,0001	2,0E-03	1	2,0E-03	217,5	< 0,0001	9,6E-04	1	9,6E-04	42,0	< 0,0001
B	5,2E-03	1	5,2E-03	310,9	< 0,0001	1,2E-03	1	1,2E-03	129,8	< 0,0001	6,0E-04	1	6,0E-04	26,0	< 0,0001
C	8,4E-03	1	8,4E-03	504,3	< 0,0001	2,3E-03	1	2,3E-03	250,4	< 0,0001	2,1E-03	1	2,1E-03	91,7	< 0,0001
D	--	--	--	--	--	3,6E-06	1	3,6E-06	0,40	0,5373	3,1E-05	1	3,1E-05	1,3	0,2614
E	9,3E-04	1	9,3E-04	55,3	< 0,0001	6,0E-05	1	6,0E-05	6,7	0,0200	2,3E-03	1	2,3E-03	100,1	< 0,0001
AB	1,5E-04	1	1,5E-04	9,0	0,0071	2,9E-04	1	2,9E-04	31,9	< 0,0001	2,6E-04	1	2,6E-04	11,6	0,0032
AC	3,3E-04	1	3,3E-04	19,7	0,0003	5,1E-05	1	5,1E-05	5,6	0,0309	--	--	--	--	--
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	3,0E-04	1	3,0E-04	13,0	0,0020
AE	--	--	--	--	--	7,9E-05	1	7,9E-05	8,8	0,0091	--	--	--	--	--
BC	6,1E-04	1	6,1E-04	36,4	< 0,0001	1,9E-04	1	1,9E-04	20,9	0,0003	--	--	--	--	--
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	1,3E-04	1	1,3E-04	5,9	0,0263
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	1,1E-04	1	1,1E-04	6,8	0,0167	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	2,0E-04	1	2,0E-04	8,7	0,0087
C ²	1,3E-04	1	1,3E-04	7,6	0,0123	1,7E-04	1	1,7E-04	19,3	0,0005	--	--	--	--	--
D ²	--	--	--	--	--	6,5E-05	1	6,5E-05	7,2	0,0164	--	--	--	--	--
E ²	--	--	--	--	--	3,4E-04	1	3,4E-04	38,2	< 0,0001	--	--	--	--	--
Rest	3,3E-04	20	1,7E-05			1,4E-04	16	9,0E-06			4,1E-04	18	2,3E-05		
AD	2,6E-04	16	1,6E-05	0,87	0,6314	5,2E-05	11	4,7E-06	0,26	0,9723	1,4E-04	13	1,1E-05	0,20	0,9904
VS	7,5E-05	4	1,9E-05			9,2E-05	5	1,8E-05			2,7E-04	5	5,4E-05		
Gesamt	1,9E-02	29				7,2E-03	28				6,8E-03	27			

Tabelle 9-41: ANOVA Regressionsmodelle Validierung EOS Formiga P100: Ebenheit

VQ	Ebenheit xz/yz-Ebene Außenflächen					Ebenheit xz/yz-Ebene Innenflächen					Ebenheit xy-Ebene Oberseite				
	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert	SQ	FG	MQ	F-Wert	P-Wert
Modell		7	4,3E-05	61,2	< 0,0001	2,2E-04	10	2,2E-05	66,2	< 0,0001	2,4E-04	7	3,4E-05	43,3	< 0,0001
A	7,1E-05	1	7,1E-05	101,5	< 0,0001	7,3E-05	1	7,3E-05	221,2	< 0,0001	9,3E-06	1	9,3E-06	11,8	0,0025
B	1,1E-04	1	1,1E-04	159,3	< 0,0001	8,4E-05	1	8,4E-05	254,7	< 0,0001	8,6E-06	1	8,6E-06	11,0	0,0033
C	1,4E-04	1	1,4E-04	203,1	< 0,0001	1,1E-04	1	1,1E-04	336,4	< 0,0001	7,3E-05	1	7,3E-05	93,0	< 0,0001
D	--	--	--	--	--	4,7E-06	1	4,7E-06	14,2	0,0013	--	--	--	--	--
E	1,4E-05	1	1,4E-05	20,0	0,0002	4,3E-06	1	4,3E-06	13,1	0,0018	1,0E-04	1	1,0E-04	130,5	< 0,0001
AB	4,2E-06	1	4,2E-06	6,1	0,0222	5,9E-06	1	5,9E-06	17,9	0,0005	--	--	--	--	--
AC	--	--	--	--	--	4,6E-06	1	4,6E-06	13,9	0,0014	3,0E-06	1	3,0E-06	3,8	0,0649
AD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
AE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BC	--	--	--	--	--	1,3E-05	1	1,3E-05	39,4	< 0,0001	--	--	--	--	--
BD	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
BE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
CD	--	--	--	--	--	3,1E-06	1	3,1E-06	9,5	0,0060	--	--	--	--	--
CE	3,6E-06	1	3,6E-06	5,1	0,0344	--	--	--	--	--	1,9E-05	1	1,9E-05	23,9	< 0,0001
DE	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
B ²	4,9E-06	1	4,9E-06	7,1	0,0145	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
C ²	--	--	--	--	--	8,9E-06	1	8,9E-06	27,2	< 0,0001	2,5E-06	1	2,5E-06	3,1	0,0914
D ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
E ²	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
Rest	1,5E-05	22	7,0E-07			6,3E-06	19	3,3E-07			1,6E-05	21	7,9E-07		
AD	1,2E-05	17	7,0E-07	1,0	0,5421	4,1E-06	14	2,9E-07	0,67	0,7465	8,3E-06	16	5,2E-07	0,32	0,9633
VS	3,4E-06	5	6,9E-07			2,2E-06	5	4,4E-07			8,2E-06	5	1,6E-06		
Gesamt	3,2E-04	29				2,2E-04	29				2,5E-04	28			

Betreute studentische Arbeiten

Im Rahmen meiner Forschungsaktivitäten für die vorliegende Dissertation wurden folgende studentische Arbeiten von mir betreut:

Burandt, N.: Untersuchung des Einflusses der Pulveralterung auf die Bauteileigenschaften beim Laser Sintern

Held, C.: Untersuchung und Optimierung des Temperaturverhaltens eines neukonzipierten Heizsystems für das Laser-Sintern

Held, C.: Entwicklung eines Bauraumes mit optimierter Temperaturführung für das Laser-Sintern

Held, C.: Charakterisierung der Abkühlbedingungen und der Temperaturverteilung innerhalb des Pulverbettes beim Laser-Sintern

Juretzka, R.: Entwicklung eines neuen Heizstrahlersystems zur homogenen Oberflächentemperierung beim Laser-Sintern

Küper, P.: Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter auf die Mikrostruktur lasergesinterter Bauteile

Meyer, L.: Charakterisierung der Schmelzetemperaturen beim Laser-Sintern mittels Thermografie

Olschewski, C.: Charakterisierung der Laser-Pulver-Interaktion beim Laser-Sintern durch Hochgeschwindigkeitsthermografie

Schultheis, M.: Untersuchung scanvektorenlängenabhängiger Zusammenhänge von Prozessparametern und Bauteileigenschaften beim Laser-Sintern von Polyamid 12

Sperling, T.: Einfluss von Zykluszeit und Parametervariation auf die entstehenden Bauteileigenschaften beim Laser-Sintern von Polyamid 12

Sperling, T.: Charakterisierung und Steigerung der Reproduzierbarkeit unterschiedlicher Laser-Sinter-Anlagen hinsichtlich der entstehenden Bauteileigenschaften

Sperling, T.: Einstellung gegenüber Prozessschwankungen robuster Prozessparameter beim Laser-Sintern von Polyamid 12

Zimmermann, S.: Untersuchung der Korrelation von Prozessparametern, Mikrostruktur und Bauteileigenschaften mit Hilfe lichtmikroskopischer Aufnahmen an Dünnschnitten lasergesinterter Bauteile

Vita

Der Lebenslauf ist in der Online-Version aus Gründen des Datenschutzes nicht enthalten.